BEITRAG ZUR UMFORMBARKEIT VON ALUMINIUMBLECHWERKSTOFFEN

Doktorarbeit
zur Erlangung des Grades
Doktoringenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von

Heinz-Peter Falkenstein
geboren in Duisburg

Bochum 1981

1982

Beitrag zur Umformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen

Doktorarbeit
zur Erlangung des Grades
Doktoringenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von Heinz-Peter Falkenstein

geboren in Duisburg

Bochum 1981

UNIV.
LEIDEN
BIBL.

Doktorarbeit eingereicht am: 16.12.1981

Tag der mündlichen Prüfung : 18.02.1982

Referenten: Prof. Dr.-Ing. W. Gruhl und
Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen

Gliederung

1. Einleitung

2. Literaturübersicht
2.1 Kaltumformverfahren für Blechwerkstoffe
2.2 Kennzeichnung der Umformbarkeit
2.2.1 Kennwerte aus dem Zugversuch
2.2.1.1 Genormte Werte
2.2.1.2 Anisotropiekennwert
2.2.1.3 Verfestigungsexponent
2.2.2 Nachbildende Prüfverfahren
2.3 Kaltumformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen
2.3.1 Naturharte Werkstoffe
2.3.2 Aushärtbare Werkstoffe
2.4 Aufgabenstellung

3. Versuchsdurchführung
3.1 Versuche zur Aussagefähigkeit von Umformkennwerten
3.1.1 Laborversuche
3.1.2 Praxisversuche
3.1.3 Folgerungen aus den Versuchen zur Aussagefähigkeit der Umformkennwerte
3.2 Zur Bestimmung des Verfestigungsexponenten
3.2.1 Durchführung der Zugversuche
3.2.2 Vergleich verschiedener Ansätze zur Beschreibung des Verfestigungsvermögens
3.2.3 Mathematischer Zusammenhang zwischen dem Verfestigungsexponenten und anderen Kennwerten des Zugversu
3.3 Herstellung des Versuchsmaterials
3.3.1 Legierungen
3.3.2 Verarbeitung des Versuchsmaterials
3.3.3 Mikroskopische Untersuchungsmethoden

4. Versuchsergebnisse
4.1 AlMg
4.1.1 Zugversuche
4.1.2 Dehnungsabhängigkeit des Verfestigungsexponenten n
4.1.3 Mikroskopische Untersuchung
4.2 AlCu5 frisch abgeschreckt
4.3 AlZn30 frisch abgeschreckt
4.4 AlMg1,1Si0,6
4.4.1 Zugversuche
4.4.1.1 AlMg1,1Si0,6 frisch abgeschreckt
4.4.1.2 AlMg1,1Si0,6 kalt- und warmausgelagert
4.4.1.3 AlMg1,1Si0,6Fe0,5Mn0,5 frisch abgeschreckt
4.4.2 Spannungsdehnungsdiagramm AlMg1,1Si0,6
4.4.3 Dehnungsabhängigkeit des Verfestigungsexponenten n bei AlMg1,1Si0,6
4.4.4 Mikroskopische Untersuchung
5. Diskussion
6. Folgerungen für die Praxis
7. Literatur
8. Bilder
9. Anhang

1. Einleitung

Die Verarbeitung von Aluminium und Aluminiumlegierungen zu Knetwerkstoffen kann in drei Verarbeitungsstufen unterteilt werden.
Die Verfahren der ersten Verarbeitungsstufe sind Strangpressen, Schmieden, Fließpressen und Walzen.
Diese Produkte werden als Halbzeug bezeichnet.
Strangpreß-, Schmiede- und Fließpreßteile werden in der zweiten Verarbeitungsstufe meist nur noch spanend bearbeitet; Walzerzeugnisse (Bleche oder Bänder) werden durch unterschiedliche Verfahren umgeformt (s.u.).
In der dritten Verarbeitungsstufe werden Verfahren zur Oberflächenveredelung zusammengefaßt, z.B. Anodisieren, Glänzen etc.
Dem Halbzeughersteller obliegt es, durch Einstellung geeigneter Fertigungsparameter die für den jeweiligen Verwendungszweck optimalen Eigenschaften einzustellen.

Für die Produktion großer Serien bietet die Blechumformung - z.B. Biegen, Streckziehen, Tiefziehen - ein kostengünstiges, wirtschaftliches Verfahren zur Herstellung von qualitativ hochwertigen Bauteilen.

Neben der Ermittlung geeigneter Kennwerte zur Beurteilung des Kaltumformverhaltens von Aluminiumblechwerkstoffen hat die vorliegende Arbeit die Untersuchung von Werkstoffen und Werkstoffzuständen im Hinblick auf ihre Kaltumformeigenschaften zum Ziel.Ein Hauptaugenmerk gilt dabei der Frage nach den Zusammenhängen zwischen dem Gefüge verschiedener Aluminiumwerkstoffe und der Kaltumformbarkeit.

.../2

2. Literaturübersicht

2.1 Kaltumformverfahren für Blechwerkstoffe

Die wichtigsten Verfahren in der Blechumformung sind das Zugdruckumformen (DIN 8584), das Zugumformen (DIN 8585) und das Biegeumformen (DIN 8586) (1).

Wesentliche Untergruppe des Zugdruckumformens ist das Tiefziehen sowie das Streckziehen für das Zugumformen. Beim Tiefziehen mit Niederhalter (Bild 1) wird die für die Umformung erforderliche Kraft vom Stempel über den Boden und den bereits umgeformten Teil des Werkstückes in die Formgebungszone übertragen. Der Flansch des Ziehteils wird tangential gestaucht. Der Niederhalter verhindert bei richtig eingestellter Niederhaltekraft ein Ausbrechen des Bleches im Flansch (Faltenbildung).

Beim Streckziehen wird der Werkstoff unter ein- oder zweiachsiger Zugbeanspruchung gedehnt. Das umzuformende Blech ist dabei im Gegensatz zum Tiefziehen am Rand fest eingespannt (Bild 1), so daß kein Material nachfließen kann. Die Umformung erfolgt also im wesentlichen "aus der Dicke", (2).

Beim Blechbiegen wird die Formänderung im wesentlichen durch eine Biegebeanspruchung herbeigeführt.

Praktische Ziehteile stellen meist eine Kombination aus Tiefziehen, Streckziehen und Biegen dar.

2.2 Kennzeichnung der Umformbarkeit

Zur Kennzeichnung der Blechumformbarkeit unterscheidet man zwischen grundlegenden Kennwerten, die im Zugversuch gewonnen werden, nachbildenden Prüfverfahren, wie Erichsentest und Näpfchenprüfung und betrieblichen Prüfungen an Teilen aus der Praxis (3).

2.2.1 Kennwerte aus dem Zugversuch

2.2.1.1 Genormte Werte

Im Zugversuch werden die nach DIN 50 145 und DIN 1745 für die einzelnen Werkstoffe genormten Werte, 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und die Bruchdehnung A_5 oder A_{10} erfaßt. Diese Werte stellen auch heute den üblichen Rahmen der Fertigungskontrolle im Halbzeugwerk dar. Darüberhinaus können noch die Gleichmaßdehnung A_g als Dehnung bis zum Lastmaximum, d.h. ohne lokale Einschnürung, sowie die Brucheinschnürung Z als Quotient aus der Rest- und Anfangsfläche bestimmt werden.

Die 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$ ist die Spannung, bei der die Zugprobe 0,2% plastische Dehnung aufweist. Sie wird häufig auch als Streckgrenze oder (fälschlicherweise) als Beginn der plastischen Verformung bezeichnet.

Die Zugfestigkeit R_m gilt als Maß für die maximal übertragbare Kraft.

Die Bruchdehnung (A_5 und A_{10}) umfaßt Gleichmaß- und Einschnürdehnung. Die Gleichmaßdehnung gibt ähnlich wie der Quotient aus 0.2-Dehngrenze und Zugfestigkeit - bekannt als Streckgrenzenverhältnis S - Auskunft über die Streckziehfähigkeit (4).

Die Brucheinschnürung Z ergibt eine Aussage über die Biegefähigkeit eines Werkstoffes, (5), (6), (7).

2.2.1.2 Anisotropiekennwert

Neben diesen als Standardwerte zu bezeichnenden Meßgrößen des Zugversuches finden der Anisotropiekennwert r und der Verfestigungsexponent n zunehmende Verwendung bei der Beurteilung der Kaltumformbarkeit. Der Anisotropiekennwert r ist definiert als Quotient aus logarithmischer Breiten- zu Dickenformänderung der Zugprobe: (8), (9):

$$r = \frac{\ln \ (b/b_o)}{\ln \ (s/s_o)}$$

Dabei werden nach Empfehlung der International Deep Drawing Research Group (IDDRG), (10) Zugproben um 20% - aber immer unterhalb der Gleichmaßdehnung - bleibend gereckt, und die Dickenänderung und Breitenänderung bestimmt. Da, vor allem bei dünnem Material, die Dickenformänderung mit einem relativ großen Fehler behaftet ist, wird nach den Gesetzen der Volumenkonstanz der r-Wert auch aus der Breiten- und Längenformänderung bestimmt (11):

$$r = \frac{\ln \frac{b_o}{b}}{\ln \frac{b \cdot l}{b_o \cdot l_o}}$$

Üblicherweise wird der r-Wert in jeweils drei Orientierungen zur Walzrichtung bestimmt - längs, quer und diagonal.
Es werden folgende Mittelwerte gebildet:

$$\bar{r} = \frac{r_L + r_Q}{4} + \frac{r_D}{2}$$

$$\Delta r = \frac{r_L + r_Q}{2} - r_D$$

Δr wird als ebene Anisotropie, $\bar{r}$ als senkrechte Anisotropie bezeichnet.

Der Anisotropiekennwert $\bar{r}$ wird häufig zur Kennzeichnung der Umformbarkeit von Stahlblech herangezogen, (12) und (13). Danach nimmt das Grenzziehverhältnis mit steigendem $\bar{r}$ - Wert zur. Bei Stahl kann dabei durch fertigungstechnische Maßnahmen der $\bar{r}$ - Wert von 1 bis etwa 2 verändert werden, Bild 2.

.../5

Die ebene Anisotropie Δr gibt Aufschluß über die Neigung zur Bildung von Zipfeln (14). Sie ist vor allem bei der Zuschnittsberechnung von Ziehteilen zu beachten.

Aluminiumblechwerkstoffe hoher Duktilität weisen im Vergleich zu Stahlblech in Tiefziehgüte nur geringe Bandbreiten und deutlich niedrigere Werte für den $\bar{r}$-Wert auf, und zwar von 0,6 - 0,8 etwa (15).

Bei aushärtenden Werkstoffen beobachtete Kupper (16) keine Beeinflussung des $\bar{r}$ - Wertes durch Kalt- und Warmaushärtung. Die Umformbarkeit verschlechterte sich vor allem im warmausgehärteten Zustand deutlich.

2.2.1.3 Verfestigungsexponent

Der Verfestigungsexponent n kennzeichnet das Verfestigungsvermögen eines Werkstoffes. Er wird ermittelt aus der Steigung der Fließkurve im doppelt logarithmischen Maßstab (17).
Bei doppellogarithmischer Auftragung der wahren Spannung K_f gegen die wahre Dehnung φ ergibt sich eine Gerade mit dem Verfestigungsexponent n als Steigung, falls dieser über den gesamten Dehnbereich konstant ist.
Zur Beschreibung wird - unter der Voraussetzung niedriger Steckgrenze und hoher Verfestigung - folgender Ansatz benutzt:

$$K_f = K \cdot \varphi^n \text{ nach Hollomon} \qquad (17)$$

K_f = Formänderungsfestigkeit
φ = logarithmische Formänderung
K = theoretische Formänderungsfestigkeit für $\varphi = 1$

Zur Problematik der n-Wert-Bestimmung siehe auch w.u.

Von Bedeutung ist der Verfestigungsexponent n vor allem für das Streckziehen. Für den Bereich hoher Umformgrade, z.B. an Sicken oder Radien führt ein hoher n-Wert zum Abbau der Dehnungsspitzen und zu einer gleichmäßigen Verteilung der Verformung. Die Formänderungsanalyse im Bereiche einer Sicke, Bild 3, macht dies deutlich. Ein hoher Verfestigungsexponent führt zum Abbau von Verformungsspitzen (18) und damit zu einer größeren Sicherheit gegen Versagen.
Am Beispiel einer Formänderungsanalyse einer Motorhaube aus Stahlblech, Bild 4, wird ein weiterer Vorteil des hohen Verfestigungsexponenten deutlich, (19). Das Ziehteil aus dem Stahlblech mit dem höheren Verfestigungsexponenten weist eine im ganzen gleichmäßigere Verteilung der Verformung auf, die schwach verformten Bereiche (0-1%) fehlen hier fast völlig. Unverformte Bereiche führen in der Praxis zu fehlerhaften Teilen (Einfallstellen).

2.2.2 Nachbildende Prüfverfahren

Von den sehr zahlreichen in der Literatur beschriebenen nachbildenden Prüfverfahren (20) sollen hier nur drei stellvertretend erwähnt werden. Der Erichsentest, das Grenzziehverhältnis und das Grenzformänderungsdiagramm.

Beim Erichsentest (DIN 50101) wird eine rechteckige Probe (90 x 90 mm) fest eingespannt und mit einem halbkugelförmigen Stempel (d = 20 mm) bis zum Anriß verformt. Die Tiefung gilt als Maß für die Streckziehbarkeit. Die Erichsentiefung ist von der Blechdicke und von den Reibungsbedingungen abhängig. Die Beurteilung der Umformbarkeit aus diesem Wert ist daher nur beschränkt möglich, (13).

Die Bestimmung des Grenzziehverhältnisses stellt eine Tiefziehbeanspruchung dar. Bei vorgegebenem Stempeldurchmesser (d = 33 mm) wird der maximale Durchmesser der Ronde bestimmt, die ohne Anriß gezogen werden kann. Das Verhältnis d/D gilt als Maß für die Tiefziehbarkeit und wird als Grenzziehverhältnis β_{omax} bezeichnet. Das Grenzziehverhältnis β_{omax} ist nach zahlreichen Untersuchungen (21), (22) kein Maßstab für das Tiefziehverhalten von Werkstoffen unter praktischen Bedingungen. Bei vorgegebener Blechdicke nimmt das Grenzziehverhältnis mit steigendem Stempeldurchmesser stetig ab, Bild 5, dabei ist der Abfall des Grenzziehverhältnisses von Werkstoff zu Werkstoff verschieden groß. Zu erklären ist diese Abnahme aus dem wachsenden Einfluß der Reibung mit der Stempelgröße, (18). Danach nimmt der Anteil der Reibung an der Ziehkraft mit steigendem Stempeldurchmesser exponentiell zu; ab 600 mm Stempeldurchmesser sind die Reibungskräfte größter als die zur Umformung des Werkstoffs erforderliche Kraft, Bild 6.

Die Grenzformänderungsdiagramme (GFD) stellen ein relativ neues Verfahren auf dem Gebiet der nachbildenden Prüfmethoden dar. Sie wurden zunächst von Keeler und Goodwin (23) an Stahltiefziehblechen ermittelt.

Zur Bestimmung des GFD werden Bleche elektrochemisch oder photographisch mit einem Meßraster versehen, meist bestehend aus überlagernden Kreisen der Durchmesser 2 oder 5 mm. Die unterschiedlichen Dehnungszustände von Tiefziehen bis zu zweichachsigem Streckziehen, Bild 7, werden meist durch Variation der Streifenbreite und Schmiermittel eingestellt. Die Ronden werden dabei am Rand fest eingespannt. Der halbkugelige Stempel hat einen Durchmesser von 50 - 200 mm.

.../8

Dieses Verfahren der Variation der Dehnungszustände wurde erstmals von Nakazima et. al. vorgeschlagen, und ist heute die meist gebräuchliche Methode zur Bestimmung des GFD (24). Daneben gibt es noch die Möglichkeit, durch den ölhydraulischen Test (Bulgetest) die rechte Seite des GFD zu bestimmen. Dabei wird der Dehnungszustand durch die Veränderung des Ziehringes bewirkt, der von einem kreisrunden Durchmesser stufenweise zu immer engeren elliptischen Querschnitten variiert wird. Die linke Seite des GFD muß hier durch unterschiedlich gekerbte Zugproben bestimmt werden, (25). Weiterhin kann das Dehnungsverhältnis durch eine Veränderung der Stempelgeometrie eingestellt werden, (25).
Eine Empfehlung oder Norm zur Bestimmung des GFD existiert nicht.

Die Grenzformänderungsdiagramme (GFD) galten zunächst nach ihrer Publizierung als das Prüfverfahren zur Beschreibung der Umformbarkeit von Blechwerkstoffen. Bei dem Versuch, diese Diagramme auch in die Praxis umzusetzen, ergaben sich jedoch verschiedene Probleme:

- Die Größe der gemessenen Grenzformänderung ist stark von der Größe des Werkzeuges und von der Größe der Meßnetze abhängig (26). Dies ist eine Folge der Reibungseinflüsse bzw. des Formänderungsgradienten, (26).
- Die Festlegung des Versagenskriteriums - Bruch, lokale Einschnürung - hat ebenfalls Einfluß auf die Höhe des GFD.
- Das Verfahren zur Bestimmung des GFD, Zugversuche, Bulgetest, Variation der Streifenbreite oder der Stempelgeometrie beeinflußt die Höhe und den Verlauf des GFD, Bild 8, (25).
- Die Grenzformänderungsgeschichte hat Einfluß auf das GFD (27), Bild 9. Liegt zunächst ein einachsiger Zug bei der Umformung vor und wird anschließend eine zweiachsige Streckung aufgebracht, so erhält man größere Grenzformänderungen als bei konstantem Dehnungsverhältnis. Umgekehrte Folge der Dehnungsverhältnisse führt zu kleineren Grenzformänderungen.

Bild 10 zeigt die Grenzformänderungsdiagramme zweier Aluminiumwerkstoffe (28). Danach müßte sowohl im Bereich des Streckziehens als auch im Bereich des Tiefziehens die Umformbarkeit von AlMg2,5 weich günstiger sein als von AlMg5 weich. Dies widerspricht eindeutig den Ergebnissen in der Praxis vor allem für das Streckziehverhalten, (4), (29).

Bild 11 zeigt die Ergebnisse einer Vergleichsuntersuchung an zwei weiteren Aluminiumwerkstoffen

AlMg0,4Si1,2	kaltausgelagert
AlMg5	weich (30).

Auch diese Diagramme zeige keine Korrelation mit dem Verhalten in der Praxis. AlMg5 wird in der Preßwerken für schwierigste Streckziehoperationen eingesetzt. AlMg0,4Si1,2 kann aufgrund der schlechteren Umformbarkeit nur für schwächer verformte Außenteile verwendet werden, (31).

2.3 Kaltumformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen

Aluminiumlegierungen werden unterteilt in nicht aushärtbare oder naturharte Werkstoffe und in aushärtbare Werkstoffe.

2.3.1 Naturharte Werkstoffe

Zu den naturharten Aluminiumwerkstoffen werden das Reinaluminium und die mischkristallverfestigenden Werkstoffe wie AlMn, AlMg und AlMgMn gerechnet. Zusätzlich zur Legierungszusammensetzung werden die mechanischen Eigenschaften durch die Korngröße (32), die Kaltverfestigung (33) und in geringerem Maß durch die bei der Gußbarrenhochglühung (Homogenisierung) ausgeschiedenen Phase (34) beeinflußt. Bestimmend für die mechanischen Eigenschaften i jedoch neben der Mischkristallverfestigung durch die Legierungselemente die Kaltverfestigung - in der Regel durch Walzen hergestellt.

Reinaluminium wird aufgrund der geringen Festigkeitswerte vor allem im Verpackungswesen, (3 5) und in der Elektrotechnik verwendet.

AlMgMn-Legierungen werden u.a. für Getränkedosen verwendet. Durch Abstreckziehen - ein Sonderverfahren der Zugdruckumformung - werden aus kaltverfestigten AlMg1Mn1-Bändern bei hoher Geschwindigkeit die Dosenkörper hergestellt, (36).

Technisch große Bedeutung als Blechwerkstoff für Umformzwecke haben die AlMg-Werkstoffe. Zum Tief- und Streckziehen wird meist der vollständig rekristallisierte- oder weiche- Zustand eingesetzt.

Dix et al.(37) haben den Einfluß von Magnesium auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Danach steigen mit zunehmendem Mg-Gehalt die Zugfestigkeit R_m und - in geringerem Maße - die 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$ stetig an. Die Bruchdehnung nimmt zunächst bis zu einem Mg-Gehalt von 2% (Gewichtsprozent) ab, um dann wieder leicht anzusteigen.

2.3.2 Aushärtbare Werkstoffe

Aushärtbare Legierungen zeichnen sich aus durch fein verteilte Ausscheidungen einer zweiten Phase im Grundgitter (38). Diese Teilchen wirken als Hindernisse für die Bewegung der Versetzungen. Voraussetzung für die Aushärtung einer Legierung ist eine mit abnehmender Temperatur abnehmende Löslichkeit der Legierungselemente im Aluminiummischkristall. Bild 12 zeigt die Löslichkeit verschiedener Elemente und Phasen in Aluminium (39).

Zur Herstellung des ausgehärteten Zustands wird die Legierung zunächst im Bereich des homogenen Mischkristalls geglüht (Homogenisierung oder Lösungsglühung) und anschließend so rasch abgekühlt, daß bei Raumtemperatur ein homogener, übersättigter Mischkristall erhalten wird. Man erhält den - zeitlich instabilen - frisch abgeschreckten Zustand.

Durch Auslagerung bei Raumtemperatur oder erhöhter Temperatur werden Prozesse in Richtung des Gleichgewichtszustandes hervorgerufen. Es bilden sich metastabile oder stabile Ausscheidungsphasen.

Bei Aluminiumlegierungen wird beim Strangpressen und Schmieden die Lösungsglühung häufig bereits aus der Preß- oder Schmiedewärme, d.h. beim Austritt des Materials aus der Presse bzw. dem Gesenk, durchgeführt. Bei der anschließenden Auslagerung unterscheidet man zwischen Kalt- und Warmauslagerung.

Bei der Kaltauslagerung (Raumtemperatur) oder Kaltaushärtung entstehen kohärente Ausscheidungen, die zu vergleichsweise mittleren Festigkeitswerten führen.

Bei der Warmauslagerung (je nach Legierung zwischen 120 - 200 °C für unterschiedliche lange Zeit, meist zwischen 8 und 24h) oder Warmaushärtung werden teilkohärente Ausscheidungen gebildet, die zu höheren Festigkeitswerten führen im Vergleich zum kaltausgelagerten Zustand.

Noch höhere Temperaturen wählt man bei aushärtbaren Legierungen um den im technischen Sprachgebrauch als "weich" bezeichneten Zustand einzustellen, den man als extrem überaltert bezeichnen könnte. Durch mehrstündige Glühung des Halbzeugs (in der Regel nur bei Blechen) bei Temperaturen von 300 - 400 °C wachsen die aushärtenden Phasen bei gleichbleibendem Volumenanteil, die Festigkeitswerte sinken, die Dehnungswerte steigen. Dieser Werkstoffzustand wird in der Flugzeugindustrie häufig eingesetzt; nach der Umformung werden die Bauteile lösungsgeglüht und ausgelagert.

Als aushärtbare Werkstoffe für die Blechumformung sind vor allem AlZnMgCu- und AlCuMg-Legierungen im Flugzeugbau und die AlMgSi-Legierungen im Straßenfahrzeugbau von Bedeutung.

Richter und Wassermann (40) haben an einer AlCuMgMn-Legierung den Einfluß der Kalt- und Warmauslagerung auf die mechanischen Eigenschaften untersucht.

Ausgehend vom frisch abgeschreckten Zustand nehmen die Festigkeitswerte ($R_{p0,2}$ und R_m) bei Kaltauslagerung zu, die Dehnungswerte und der Verfestigungsexponent fallen ab. Durch Warmauslagerung (150 - 180 °C) werden die Festigkeitswerte noch einmal erhöht und die Dehnungswerte und der Verfestigungsexponent werden deutlich verschlechtert.

Brenner und Scharf berichten in (41) über Untersuchungen an einer AlCuMg-Legierung im frisch abgeschreckten Zustand, d.h. unmittelbar nachdem die aushärtenden Legierungsbestandteile im Mischkristall in Lösung gebracht wurden, und im "weichen" Zustand, d.h. nach vollständiger Ausscheidung der Al_2Cu-Phase in grob-disperser Form. Dabei zeigt sich, daß der frisch abgeschreckte Zustand gegenüber dem weichen Zustand höhere Festigkeitswerte und höheres Verfestigungsverhalten aufweist bei nahezu gleichen Dehnwerten. Die Autoren kommen zu dem Schluß, daß - wie aus den Erfahrungen der Luftfahrtindustrie bestätigt wird - je nach Umformverfahren der geeignete Verarbeitungszustand - weich oder frisch abgeschreckt - ausgewählt werden muß.

An einer AlMgSiCu-Legierung (AA 6061) bestimmten Mantz und Gruhl die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch in verschiedenen Zuständen (42). Auch hier wurde festgestellt, daß der Verfestigungsexponent im frisch abgeschreckten Zustand größer ist als im weichen Zustand. Bei Kaltverformung durch Walzen steigt die 0.2-Dehngrenze stärker als die Zugfestigkeit, entsprechend stark fällt der n-Wert. Dieser Effekt ist bei frisch abgeschreckten Blechen ausgeprägter als bei weichen. Kaltaushärtung führt zu einer relativ geringen Abnahme des n-Wertes, vor allem im Vergleich zum warmausgehärteten Zustand.

Diese aus der Literatur bekannten Untersuchungen beschreiben demnach meist auf rein empirische Art die Umformbarkeit der von den Herstellern angebotenen Werkstoffe und Werkstoffzustände.

2.4 Aufgabenstellung

Die Einflußgrößen auf die Umformbarkeit von Blechwerkstoffen können nach Doege (18) in vier Gruppen unterteilt werden:

- Werkzeuggeometrie (z.B. Ziehkantenradien)
- Werkstückwerkstoff
- Reibungsverhältnisse (z.B. Werkstückoberfläche, Werkzeugoberfläche, ...)
- Zusammenwirken von Werkzeug und Maschine (z.B. Aufbiegung bei C-Gestellen)

Bis auf den Werkstückwerkstoff handelt es sich um verfahrensbedingte Einflußgrößen.

Aus der Literatur sind eine Reihe von Untersuchungen über den Einfluß der Werkzeuggeometrie (30), der Reibungsverhältnisse (43) sowie des Zusammenwirkens von Werkzeug und Maschine (18) auf die Umformbarkeit bekannt.

Zum Einfluß des Werkstückwerkstoffes - im folgenden als Werkstoff bezeichnet - liegen meist nur empirische Untersuchungen an genormten Legierungen vor.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die systematische Untersuchung der Umformeigenschaften von Aluminiumwerkstoffen in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung und der Wärmebehandlung bei der Herstellung.

Neben dem Einfluß kohärenter, teilkohärenter und inkohärenter Ausscheidungen auf die Umformbarkeit (AlMgSi) stellt die Frage nach dem Einfluß unterschiedlicher Anteile von im Mischkristall gelösten Legierungselementen wie Magnesium, Kupfer, Zink und der Mg_2Si-Phase den Schwerpunkt der Untersuchungen dar.

An einem Beispiel wird die Beeinflussung der Umformbarkeit durch die unterschiedliche Dispersion der aus dem übersättigten Gußgefüge bei der Barrenhochglühung ausgeschiedenen Mn-, Fe- und Si-haltigen Phasen bestimmt.

Voraussetzung für diese Versuche ist jedoch, anhand von Laborversuchen und Praxisversuchen die Aussagefähigkeit von Kennwerten aus dem Zugversuch für die Umformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen zu überprüfen.

Zur Beurteilung der Kaltumformbarkeit der untersuchten Legierungen wurde auf die Durchführung nachbildender Prüfverfahren verzichtet. Sämtliche dieser Methoden werden durch Geometrie- und Reibungseinflüsse beeinträchtigt, so daß die reinen Materialeigenschaften überdeckt werden.

3. Versuchsdurchführung

3.1 Versuche zur Aussagefähigkeit von Umformkennwerten

3.1.1 Laborversuche

An einer technischen Legierung des Typs AlMg3 wurden einige Versuche zur Aussagefähigkeit des Anisotropiekennwertes $\bar{r}$ und des Verfestigungsexponenten n durchgeführt. Vom walzharten Zustand (Kaltverfestigung ε_h = 80 %) aus wurden durch Glühung bei verschieden hohen Temperaturen erholte bzw. rekristallisierte Gefüge hergestellt. Ausgehend von einer geringfügigen Erholung des Gefüges im sog. 3/4 harten Zustand (H26) wurde der 1/2 harte (H24) der 1/4 harte Zustand (H22) und schließlich der weiche oder vollständig rekristallisierte Zustand (0) eingestellt. Parallel zu den Zugversuchen wurden zwei praxisnahe Laborziehteile hergestellt, Bild 13. Das Teil links weist vorwiegend Tiefziehbeanspruchung auf, das Teil rechts vorwiegend Streckziehbeanspruchung (Stempeldurchmesser 100 mm, links), (44).

Ein zunehmender Kaltverfestigungsgrad führt zu einer Zunahme der Festigkeitswerte, wobei die Differenz zwischen der 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Zugfestigkeit R_m immer geringer wird. Die Dehnungswerte und die Brucheinschnürung Z nehmen entsprechend ab, Bild 14a und b.

In Bild 14c ist das Grenzziehverhältnis β_{omax} (Stempeldurchmesser d = 100 mm) der senkrechten Anisotropie $\bar{r}$ für die verschiedenen Werkstoffzustände gegenübergestellt.

.../15

Anders als bei den in der Literaturübersicht erwähnten Ergebnissen an Stahlblechen (Bild 2) kann hier keine Korrelation zwischen Grenzziehverhältnis und senkrechter Anisotropie festgestellt werden. Abnehmendes Grenzziehverhältnis bei zunehmender Kaltverfestigung steht einer Zunahme der senkrechten Anisotropie gegenüber.

In Bild 14d ist dem Verfestigungsexponent n die maximale Ziehtiefe für das Versuchsziehteil (Bild 13 rechts) gegenübergestellt. Ziehtiefe T = 100% bedeutet, daß das Teil ohne Anriß umgeformt werden konnte, die anderen Prozentzahlen geben die bezogene Ziehtiefe bis zum ersten Anriß an. Nach den Ergebnissen zeigen Verfestigungsexponent n und Ziehtiefe T eine gute Korrelation.

3.1.2 Praxisversuche

In Ergänzung zu Punkt 3.1.1 wurden einer laufenden Fertigung Bleche der Legierung AlMg2,5 (ähnlich AlMg3) weich und AlMg5 weich entnommen und im großtechnischen Maßstab erprobt, (Blechdicke s = 0,85 mm), (44). Bild 15 zeigt die mechanischen Eigenschaften der Legierungen, wobei Unterschiede in den Festigkeitswerten, der Gleichmaßdehnung, der Brucheinschnürung und vor allem im Verfestigungsexponenten auftreten.

Bei dem Ziehteil handelt es sich vorwiegend um eine Streckziehbeanspruchung, Bild 16. Formänderungsanalysen an diesem Teil (Meßrastertechnik) zeigten eine ungleichmäßige Verformungsverteilung, (4). In den großflächigen, ebenen Bereichen traten in der Umgebung von Prägungen z.B. deutlich erhöhte Umformgrade auf. An diesen Stellen erfolgte dann das Versagen.

In den vergrößerten Bereichen des Ziehteils in Bild 16 ist zu erkennen, daß der Werkstoff mit dem geringeren Verfestigungsexponenten, AlMg2,5, deutlich schlechteres Verhalten zeigte als AlMg5.

In einem weiteren Praxisversuch wurden aus den gleichen Legierungen (Blechdicke s = 3,0 mm) Teile mit vorwiegend Tiefziehbeanspruchung hergestellt, Bild 17.

Die mechanischen Eigenschaften, Bild 18, sind denen im Bild 15 vergleichbar.

Das Umformverhalten der beiden Legierungen unterscheidet sich beim Tiefziehen jedoch gravierend von dem bei einer Streckziehbeanspruchung. Während AlMg2,5 einwandfrei umgeformt werden konnte, trat bei AlMg5 im zweiten Zug ein Abreißen des Kragens auf. Dies ist zurückzuführen auf die stärkere Kaltverformung bei AlMg5 beim 1. Zug infolge des höheren Verfestigungsexponenten. Im 2. Zug - der Reduzierung des Durchmessers des Ziehteils - ist das Blech einer starken Biegebeanspruchung ausgesetzt. In Verbindung mit der höheren Kaltverfestigung führt die geringere Brucheinschnürung Z bei AlMg5 zu einem vorzeitigen Versagen. Hier liegt eine Korrelation zwischen Brucheinschnürung Z und dem Tiefziehverhalten vor. Sämtliche Ergebnisse der praktischen Ziehversuche wurden durch eine große Anzahl (50) von Einzelversuchen abgesichert, so daß eine Verfälschung der Ergebnisse durch die Reibungsbedingungen z.B. ausgeschlossen werden kann.

3.1.3 Folgerungen aus den Versuchen zur Aussagefähigkeit der Umformkennwerte

Nach den Ergebnissen dieser Versuche ist der Zugversuch geeignet, unbeeinflußt von Reibungs- und Geometrieeinflüssen, eine Aussage über die Kaltumformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen zu liefern

Neben den Festigkeits- und Dehnungswerten muß vor allem der Verfestigungsexponent n und die Brucheinschnürung Z berücksichtigt werden. Der Kennwert $\bar{r}$ für die senkrechte Anisotropie scheint bei Aluminiumblechen hingegen nicht die gleiche Bedeutung zu haben wie bei Stahlblech.

Ein hoher Verfestigungsexponent n ist vor allem bei Ziehteilen mit Streckziehbeanspruchung erforderlich, da durch den sog. Stützeffekt eine gleichmäßige Verteilung der Verformung im Ziehteil erzielt wird.

Bei Tiefziehteilen führt ein hoher Verfestigungsexponent zu einer Erhöhung der maximal übertragbaren Kraft. Darüber hinaus ist bei Tiefziehbeanspruchungen die Brucheinschnürung Z von Bedeutung für die Umformbarkeit, um ein Reißen der Ziehteile in der Biegezone zu vermeiden. Infolgedessen muß für Tiefziehteile immer ein Kompromiß aus diesen beiden Kennwerten gewählt werden. Bei reinen Biegebeanspruchungen ist fast ausschließlich die Brucheinschnürung von Bedeutung. Für die weiteren Versuche wurden diese beiden Kennwerte als Kriterium für die Umformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen verwendet.

3.2. Zur Bestimmung des Verfestigungsexponenten aus dem Zugver

3.2.1 Durchführung der Zugversuche

Die Zugversuche wurden an Normproben entsprechend DIN 50 145 durc geführt. Die Probenherstellung erfolgte durch Fräsen. Die Versuch wurden auf einer 100 KN Zerreißmaschine mit elektronischen Dehnung aufnehmern durchgeführt.
0.2-Dehngrenze $R_{po,2}$, Zugfestigkeit R_m und Gleichmaßdehnung A_g wurden dem Kraft-Verlängerungsdiagramm entnommen, die Bruchdehnun A_5 wurde an der Probe direkt ausgemessen. Die Brucheinschnürung Z wurde durch Ausmessen der Bruchfläche mittels eines Meßmikroskopes bestimmt.

Der Verfestigungsexponent wurde wie unter 2.2.1 beschrieben sowoh als Mittelwert über den gesamten Dehnbereich, d.h. zwischen $\varphi = 0.02$ und $\varphi = \varphi_{gl}$, als auch in mehreren Intervallen bestimmt. Jeder der in Kapitel 4 angegebenen Werte ist ein Mittelwert aus je zwei Proben längs, quer und diagonal zur Walzrichtung.

Die Dehnungsgeschwindigkeit betrug gleichbleibend $\dot{\varepsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3}\ s^{-1}$. Zur Veranschaulichung des Verformungsverhaltens wurden Spannungs--Dehnungsdiagramme verschiedener Werkstoffe und Zustände den Last verlängerungsdiagrammen entnommen und graphisch dargestellt.

3.2.2 Vergleich verschiedener Ansätze zur Beschreibung des Verfestigungsvermögens

Neben dem schon erwähnten Ansatz von Hollomon

$$K_f = K \cdot \varphi^n$$

wird auch der Ansatz von Ludwik (45)

$$K_f = Ko + K \cdot \varphi^n \qquad Ko = \text{Fließspannung}$$

zur Beschreibung des Spannungs- Dehnungsdiagramms verwendet. Beide Ansätze sind rein empirisch und nur sinnvoll, wenn n über den gesamten Dehnbereich bis zur Gleichmaßdehnung eine Konstante ist Dies ist jedoch weder bei Stahl (46) noch bei Aluminium immer der Fall (47).

Der n-Wert läßt sich aber auch unabhängig von den o.g. Ansätzen definieren, und diese Definition hat den Vorteil, daß eine evtl. Dehnungsabhängigkeit nicht durch die doppelt-logarithmische Darstellung (rechnerisch oder graphisch) unterdrückt wird.

Es erscheint sinnvoll, die wahre Spannung als Funktion der wahren Dehnung zu betrachten. Der Verfestigungsexponent n ist dann als lokale Größe definiert:

$$n\ (\varphi) = \frac{d \ln K_f}{d \ln \varphi}$$

Für den Fall, daß n konstant ist, entspricht dieser n-Wert demjenigen nach dem Hollomon-Ansatz. In der Praxis setzt dies eine Zugprüfmaschine mit Rechner voraus, wobei an jedem Punkt des Spannungs-Dehnungsdiagramm der n-Wert bestimmt werden muß. Für die vorliegende Arbeit wurde in Ermangelung eines solchen Rechners und zur besseren Übersichtlichkeit der Ergebnisse Intervalle gebildet und für diese Intervalle ein mittlerer n-Wert nach dem Hollomon-Ansatz bestimmt.

Für weitere Werkstoffentwicklungen nicht nur von Aluminium scheint die Beachtung dieser Dehnungsabhängigkeit des n-Wertes wichtig zu sein.

3.2.3 Mathematischer Zusammenhang zwischen dem Verfestigungsexponenten und anderen Kennwerten aus dem Zugversuch

Die mathematischen Zusammenhänge einzelner Kennwerte des Zugversuches sind bereits früher von Richter und Wassermann (40), von Kostron (47) sowie von Mantz und Gruhl (42) dargestellt worden:

$$K_f = K \cdot \varphi^n \qquad (1)$$

Durch Differenzieren von (1)

$$\frac{dkf}{d\varphi} = K \cdot n \cdot \varphi^{n-1} \qquad (2)$$

Für das Kraftmaximum gilt:

$$(K_f)_{Pmax} = K \cdot (\varphi gl)^n, \quad \varphi gl = \text{Gleichmaßdeh}$$

$$\frac{dkf}{d\varphi}_{Pmax} = K \cdot n \cdot (\varphi gl)^{n-1}$$

Des weiteren gilt:

$$\frac{dkf}{d\varphi}_{Pmax} = (K_f)_{Pmax}$$

Damit ergibt sich schließlich:

$$K \cdot (\varphi gl)^n = K \cdot n \cdot (\varphi gl)^{n-1}$$

$$n = \varphi gl \qquad \text{nach (48)}$$

Richter und Wassermann (40) und Mantz und Gruhl (42) sowie eine Reihe anderer Autoren stellten hingegen eine zum Teil große Abweichung der wahren Gleichmaßdehnung zum Verfestigungsexponenten fest.
Zurückzuführen ist dies auf eine inhomogene Verformung der Zugproben. An einzelnen Stellen der Probe eilt die Verformung voraus und die lokale Einschnürung beginnt, ehe an allen Stellen der Probe die volle Gleichmaßdehnung erreicht wird. Richter und Wassermann stellten die größte Abweichung bei den frisch abgeschreckten und bei den kaltausgelagerten Proben der Legierung AlCuMg fest. Ähnliches wurde von Mantz und Gruhl an einer technischen AlMgSi-Legierung gefunden.
Diese inhomogene Verformung wird durch den Portevin-Le-Chatelier Effekt hervorgerufen, der besonders stark ausgeprägt ist bei frisch abgeschreckten aushärtbaren Legierungen und bei AlMg-Legi rungen (44). Als makroskopisches Erscheinungsmerkmal des Portevi Le Chatelier - Effektes gelten die Lüderslinien Typ B oder Fließlinien , (48 a).

Kupper, Richter und Wassermann sowie Mantz und Gruhl ermittelten trotz der großen Unterschiede zwischen φ_{gl} und n eine gute Anpassung des Spannungs-Dehnungsdiagramms mit dem Hollomon-Ansatz im Bereich von $0{,}02 \leq \varphi \leq \varphi_{gl}$. Zumindest teilweise ist dies jedoch auf die doppelt-logarithmische Darstellung zurückzuführen.

3.3 Herstellung des Versuchsmaterials

3.3.1 Legierungen

Die Bedingungen beim Gießen wurden für alle Legierungen konstant gehalten. Der Barrenquerschnitt betrug 45 x 120 mm. Sämtliche Legierungen wurden auf Basis von Reinstaluminium Al 99,99 erschmolzen (sämtliche Analysen im Anhang).

Aufgrund der hohen Löslichkeit von Magnesium im Aluminiummischkristall wurde dieses System als Vertreter der naturharten Werkstoffe ausgewählt. Die Legierungsgehalte wurden von 1 bis 5% in Intervallen von 1 Gewichtsprozent variiert.

Als aushärtbare Legierung wählte man die binären Systeme AlZn und AlCu sowie das quasibinäre System AlMgSi.
Entsprechend der maximalen Löslichkeit im Aluminiummischkristall legte man die Legierungsgrenze für Kupfer mit 5 Gewichtsprozent und für Mg_2Si und 1,7 Gewichtsprozent. Der Zinkgehalt wurde auf 30 Gewichtsprozent begrenzt.

Durch Änderung der Lösungsglühtemperaturen und Abschrecken wurde der Anteil von im Mischkristall gelöstem Zink, Kupfer bzw. Mg_2Si verändert.

Bei den quasibinären AlMgSi-Legierungen wurden Magnesium und Silizium im stöchiometrischen Gleichgewichtsverhältnis (1,73) zugesetzt. In einer zusätzlichen Variante sollte der Einfluß von Mangan und Eisen (je 0,5 Gewichtsprozent) auf die Eigenschaften der AlMgSi-Legierung untersucht werden. Technische Legierungen enthalten derartige Legierungselemente zur Verbesserung der Zähigkeit und Festigkeit.

3.3.2 Verarbeitung des Versuchsmaterials

Die Homogenisierung der Gußbarren dient in erster Linie dem Abbau von Seigerungen, d.h. Inhomogenitäten, die durch die über dem Querschnitt ungleichmäßige Abkühlgeschwindigkeit bei der Erstarrung hervorgerufen werden. Durch eine Differentialthermoanalyse wurden die maximal zulässigen Temperaturen für die Hochglühung der einzelnen Legierungen ermittelt. Es wurden Temperaturen gewählt, die um ca. 10 °C unter den Solidustemperaturen lag (s. Anhang).

Bei der AlMgSi-Variante mit 0,50 Gew.-% Eisen und 0,50 Gew.-% Mangan wurden die Bedingungen der Homogenisierung variiert. Im Gußgefüge liegt -hervorgerufen durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit- bei dieser Legierung eine Übersättigung an AlFeSiMn-haltigen Phasen vor. Die Homogenisierung der Barren führt zu einer Ausscheidung dieser Phasen, wobei die Dauer und vor allem die Temperatur die Größe und Verteilung dieser Phasen beeinflussen (49). Im ersten Fall wurden die Barren nur auf Warmwalztemperatur erwärmt, also nicht homogenisiert - im anderen Fall wurde eine Langzeitglühung (24h) bei der höchstmöglichen Temperatur (580 °C) durchgeführt, ohne daß Anschmelzungen auftraten.

Die Bedingungen beim Walzen wurden - bis auf eine Variation des Kaltwalzgrades zur Einstellung gleicher Korngröße - nicht variiert. Nach dem Anwärmen der Walzen auf ca. 100 °C wurden die Barren aus der Homogenisierungshitze an 8,0mm gewalzt. Die Temperaturen des Walzgutes lagen zu Beginn bei 480 °C, bei Enddicke bei $T \geq 300$ °C, so daß in allen Fällen nach der Warmverformung ein rekristallisiertes Gefüge vorlag.
Die Enddicke nach dem Kaltwalzen lag bei 2,0mm. Die Kaltverformung - oder Abwalzgrad ε_h - betrug demnach 75%. In einigen Fällen wurde bei 4,0mm eine rekristallisierende Zwischenglühung vorgenommen, wodurch sich der Abwalzgrad auf 50% reduzierte. Dies diente ausschließlich der Einstellung einer gleichmäßigen Korngröße bei Enddicke im Vergleich zu den anderen Legierungen und Zuständen.

.../22

Die Untersuchung der AlMg-Legierungen erfolgte im weichgeglühten oder vollständig rekristallisierten Zustand, entsprechend dem in der Praxis üblichen Werkstoffzustand für Umformanwendungen (Glühbedingungen im Anhang).
Durch die unterschiedlich große Menge Mg von 1% ausgehend bis zu 5% steigt der Gehalt an im Mischkristall gelösten Magnesium stetig. Die Korngröße wurde in allen Fällen durch unterschiedlich langes Glühen bei Temperaturen von 400 °C im Salzbad gleichgroß eingestellt.
Die Lösungsglühung der kaltgewalzten aushärtbaren Legierungen erfolgte bei verschiedenen Temperaturen T_L.
Durch die Variaten der Glühtemperatur verändert sich jeweils der Anteil von gelöstem Cu, Zn oder Mg_2Si im Mischkristall:

AlCu	T_L = 360 °C	1	Gew.-% Cu		
	T_L = 420 °C	2	Gew.-% Cu		
	T_L = 470 °C	3	Gew.-% Cu		
	T_L = 500 °C	4	Gew.-% Cu		
	T_L = 550 °C	5	Gew.-% Cu		(39)
AlZn30	T_L = 200 °C	10	Gew.-% Zn		
	T_L = 250 °C	20	Gew.-% Zn		
	T_L = 280 °C	30	Gew.-% Zn		(50)
	T_L = 400 °C	0,5	Gew.-% Mg_2Si		
	T_L = 500 °C	1,0	Gew.-% Mg_2Si		
	T_L = 550 °C	1,7	Gew.-% Mg_2Si		(39)

Unmittelbar nach dem Abschrecken in Wasser (T = 20 °C) wurden die Zugversuche durchgeführt (Verweilzeit vor der Prüfung max. 15 Minuten). Zusätzlich zu diesem "frisch abgeschreckten" Zustand erfolgte bei der AlMgSi-Legierung noch eine Auslagerung bei Raumtemperatur bis zum Härtemaximum (Kaltauslagerung) und eine Auslagerung bei 160 °C ebenfalls bis zum Härtemaximum (Warmauslagerung).

.../23

3.3.3 Mikroskopische Untersuchungsmethoden

Zur Bestimmung der Korngrößen wurden Querschliffe angefertigt, poliert und anodisiert. Im polarisierten Licht sind Korngröße und Kornform zu erkennen. Mittels eines 200 KV Hitachi Transmissionselektronenmikroskops (TEM) wurden die Sekundärausscheidungen untersucht sowie die Versetzungsanordnung nach einer 5% einachsigen Zugverformung.
Die Proben wurden jeweils der Blechmitte entnommen, bis zu einer Dicke von 0,5mm abgedreht und anschließend elektrolytisch abgedünnt.

4. Versuchsergebnisse

4.1 AlMg

4.1.1 Zugversuch

Die mischkristallverfestigenden AlMg-Legierungen weisen mit zunehmendem Anteil von gelöstem Mg eine stetige Zunahme der Festigkeitswerte auf, wobei der Anstieg bei der Zugfestigkeit größer ist als bei der 0.2-Dehngrenze, Bild 19. Die Dehnungswerte A_5 und A_g nehmen mit dem Mg-Gehalt zu, wobei A_g stärker ansteigt als A_5, Bild 20.

Der Verfestigungsexponent n und die Brucheinschnürung Z zeigen gegensätzliches Verhalten, Bild 21 und 22. Zunehmender Anteil von im Mischkristall gelöstem Mg führt zu einer Zunahme des Verfestigungsexponenten n und zu einer Abnahme der Brucheinschnürung Z. Ab 4 Gewichtsprozent Magnesium scheint der n-Wert einer Sättigung zuzustreben.

4.1.2 Dehnungsabhängigkeit des Verfestigungsexponenten n

Wie w.o. beschrieben, wurde bei Umformgraden von φ = 0,05, 0,09, 0,13 und 0,17 für die AlMg-Legierungen der Verfestigungsexponent in Intervallen bestimmt.

Mit zunehmendem Umformgrad fällt der Verfestigungsexponent für AlMg1, AlMg3 und AlMg5 stetig ab, wobei dieser Effekt bei höheren Mg-Gehalten schwächer ist als bei niedrigeren Gehalten, Bild 23.

.../24

4.1.3 Mikroskopische Untersuchung

Die Korngrößen liegen für die AlMg-Reihe in einem Bereich von 60 bis 200µm. Die Kornform kann in allen Fällen als globulitisch angesehen werden, Bild 24. Die Korngrößenbestimmung erfolgte nach der Methode von Dederichs und Kostron (51).

Im Durchstrahlungselektronenmikroskop wurden um 5% kaltverformte Proben der Legierung AlMg1, AlMg3 und AlMg5 untersucht (einachsige Verformung im Zugversuch).

In AlMg1 bildet sich bei der Verformung eine Versetzungszellstruktur aus kleinen Zellen und dichten Versetzungsknäueln in den Zellwänden. Mit zunehmender Magnesiumkonzentration im Aluminiummischkristall bilden sich zunächst kleinere Zellen bei AlMg3. Die Versetzungsstruktur verändert sich qualitativ nicht, Bild 25 und 26.

Bei AlMg 5 ist ein Versetzungszellgefüge praktisch nicht mehr zu erkennen, Bild 27, die Versetzungen belegen die Gleitebenen in unterschiedlicher Dichte, so daß eine Versetzungsbandbildung entsteht.

4.2 AlCu5 frisch abgeschreckt

Zunehmender Anteil von im Mischkristall gelöstem Cu führt zu einem Anstieg der Festigkeitswerte, insbesondere der Zugfestigkeit R_m, Bild 28.
Die Dehnungswerte -vor allem die Bruchdehnung A_5- zeigen eine leichte Abnahme mit zunehmendem Cu-Gehalt, Bild 29.

Auch bei dieser Legierung verhalten sich der Verfestigungsexponent n und die Brucheinschnürung Z entgegengesetzt, Bild 30 und 31. Zunehmender Anteil von gelöstem Cu führt zu einem Anstieg des Verfestigungsexponenten und zu einer Abnahme der Brucheinschnürung.

Die in den Bilder 28 bis 31 jeweils auf der Ordinate liegenden Werte gelten für den weichen Zustand, d.h. bei grob disperser Ausscheidung der aushärtenden Phase Al_2Cu. Dieser Zustand ist gekennzeichnet durch die niedrigsten Festigkeitswerte und die höchsten Dehnungswerte im Vergleich zu den frisch abgeschreckten Zuständen.

Der Verfestigungsexponent zeigt in diesem Zustand den niedrigsten, die Brucheinschnürung Z den höchsten Wert.

4.3 AlZn30 frisch abgeschreckt

Bis zu einer Lösungsglühtemperatur T_L = 260 °C ist bei der AlZn-Legierung ein der AlMg- und der AlCu5-Legierung vergleichbares Verhalten festzustellen. Lediglich das anfängliche Absinken der 0.2 Dehngrenze $R_{p0,2}$ mit zunehmender Lösungsglühtemperatur deckt sich nicht mit dem Verhalten dieser Legierungen. Die Zugfestigkeit R_m steigt mit zunehmendem Anteil von im Mischkristall gelöstem Zink, die Dehnungswerte fallen leicht ab und der Verfestigungsexponent n und die Brucheinschnürung Z zeigen das gleiche gegensätzliche Verhalten wie AlMgund AlCu5, Bild 32-35. Oberhalb von 260 °C steigen die Festigkeitswerte sprunghaft an, Dehnung, Brucheinschnürung und n-Wert fallen stark ab.

Die Festigkeitswerte für den weichen Zustand liegen über den kleinsten Werten des frisch abgeschreckten Zustandes, die Dehnungswerte, die Brucheinschnürung und der Verfestigungsexponent sind kleiner als in den verschiedenen frisch abgeschreckten Zuständen. Diese Effekte sind auf die Besonderheiten des Systems AlZn zurückzuführen.

4.4. AlMg1,1Si0,6

4.4.1 Zugversuche

4.4.1.1 AlMg1,1 Si0,6 frisch abgeschreckt

Zunehmender Anteil von im Aluminiummischkristall gelöstem Mg_2Si führt zu einer Zunahme der Festigkeitswerte, insbesondere der Zugfestigkeit R_m , Bild 36. Während die Gleichmaßdehnung nahezu konstant bleibt, sinkt die Brucheinschnürung mit zunehmender Lösungsglühtemperatur, Bild 37.

Verfestigungsexponent n und die Brucheinschnürung Z zeigen gegenläufiges Verhalten. Mit zunehmender Lösungsglühtemperatur fällt die Brucheinschnürung, gleichzeitig steigt der Verfestigungsexponent stetig an, Bild 38 und 39.

Die Festigkeitswerte weisen im weichen Zustand, bei grob disperser Ausscheidung der Mg_2Si-Phase, die geringsten Werte auf, die Dehnungswerte zeigen in diesem Zustand ein Maximum.

Der weiche Zustand bietet im Vergleich zum frisch abgeschreckten Zustand den höchsten Wert für die Brucheinschnürung und den niedrigsten für den Verfestigungsexponenten.

4.4.1.2 AlMg1,1Si0,6 kalt- und warmausgelagert

Die Kaltauslagerung bis zum Härtemaximum bei Raumtemperatur (1 Monat) führt zur Bildung kohärenter Ausscheidungen und zu einem Anstieg der Festigkeitswerte im Vergleich zum weichen und frisch abgeschreckten Zustand, Bilder 40 und 41. Zunehmende Lösungglühtemperatur erhöht die Festigkeitswerte und senkt die Brucheinschnürung und die Dehnungswerte. Der Verfestigungsexponent zeigt nur eine geringe Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Bild 41.

Die Warmauslagerung - bei 160 °C, 16h (Härtemaximum) - führt zur Bildung teilkohärenter Ausscheidungen und gegenüber dem kaltausgelagerten Zustand zu einem Anstieg der Festigkeitswerte.

Zunehmende Lösungsglühtemperatur erhöht die Festigkeitswerte und verringert die Dehnungswerte, die Brucheinschnürung Z und den Verfestigungsexponenten n in starkem Maße, Bild 42 und 43.

4.4.1.3 AlMg1,1 Si0,6 Fe0,5 Mn0,5 frisch abgeschreckt

Durch einen Zusatz von je 0,5 Gewichtsprozent Eisen und Mangan werden die Brucheinschnürung Z und der Verfestigungsexponent n gegenüber der "reinen" AlMg1,1Si0,6-Legierung herabgesetzt, Bild 44 und 45.

Werden die Gußbarren nur auf die Warmwalztemperatur angewärmt (1h/480 °C), so ergeben sich für den Verfestigungsexponenten und die Brucheinschnürung ungünstigere Werte als bei einer Homogenisierung von 24h/580 °C. Die Abhängigkeit des Verfestigungsexponenten und der Brucheinschnürung von im Mischkristall gelöstem Anteil an Mg_2Si wird nicht grundsätzlich beeinflußt. Es findet lediglich eine Parallelverschiebung der Kurven statt.

Die Festigkeitswerte werden durch die Zusätze an Mn und Fe erhöht (49), wobei eine feine Dispersion der AlFeSi-Mn-haltigen Ausscheidungen höhere Werte ergibt als eine grobe Verteilung.

4.4.2 Spannungsdehnungsdiagramme

Für die AlMg1,1Si0,6-Legierung ist in den Bildern 46 und 47 der Einfluß des Werkstoffzustandes auf das Spannungsdehnungsdiagramm (Zugversuche) dargestellt.

Ausgehend von etwa gleichen Spannungen für den Beginn der plastischen Verformung zeigt die frisch abgeschreckte Probe eine wesentlich stärkere Verfestigung mit dem Umformgrad als die weichgeglühte Probe. Der maximale Umformgrad ist bei beiden Zuständen gleich groß, Bild 46.

Durch Kalt- und Warmauslagerung wird der Beginn der plastischen Verformung jeweils zu größeren Spannungen verschoben, der maximale Umformgrad fällt insbesondere durch Warmauslagerung stark ab, Bild 47. Im Vergleich zum weichen Zustand tritt bei der kaltausgelagerten Probe eine höhere Verfestigung auf.

4.4.3 Dehnungsabhängigkeit des Verfestigungsexponenten n bei AlMg1,1Si0,6

Im frisch abgeschreckten Zustand zeigt der Verfestigungsexponent n bei einer Lösungsglühtemperatur von 500 und 550 °C eine starke Abhängigkeit vom Umformgrad. Bei 400 °C sind erst 0,5 Gewichtsprozent Mg_2Si im Mischkristall gelöst, so daß der Effekt hier nicht ausgeprägt ist, Bild 48.

Im kaltausgelagerten Zustand ist lediglich bei einem Umformgrad von $\varphi = 0{,}05$ ein etwas höherer Wert für den Verfestigungsexponenten n festzustellen als bei den übrigen Umformgraden.

.../28

4.4.4 Mikroskopische Untersuchung

AlMg1,1 Si0,6 und AlMg1,1 Si0,6 Fe0,5 Mn0,5

Die Korngrößen für die AlMgSi-Varianten lauten wie folgt, Bild 49:

AlMgSi ("rein")	T_L = 400 °C	27 - 115µm	s = 1-2
	T_L = 500 °C	48 - 115µm	s = 1
	T_L = 550 °C	85 - 310µm	s = 1-2
AlMgSiFeMn - 1h/480 °C	T_L = 400 °C	27 - 115µm	s = 4-8
	T_L = 500 °C	48 - 201µm	s = 8-16
	T_L = 550 °C	27 - 115µm	s = 4-6
AlMgSiFeMn - 24h/580 °C	T_L = 400 °C	17 - 41µm	s = 1
	T_L = 500 °C	27 - 64µm	s = 1-2
	T_L = 550 °C	27 - 55µm	s = 1

Die Streuung in den Korngrößen ist aufgrund der hohen Reinheit (Varianten ohne Mangan und Eisen) und der unterschiedlichen Lösungsglühtemperaturen nicht ganz zu vermeiden.

Die übrigen Gefügemerkmale wurden im Durchstrahlungselektronenmikroskop untersucht. Die "reine" Variante zeigt nur vereinzelte Primärausscheidungen, Bild 50 (AlMg1,1 Si0,6, T_L = 550 °C, kaltausgelagert).

Bei der Verarbeitung der Gußbarren werden beim Abkühlen von Homogenisierungstemperatur (580 °C) auf Warmwalztemperatur (480 °C), der anschließenden Abkühlung während des Warmwalzens (bis $T \geq 300$ °C) und schließlich der Abkühlung der Warmwalzplatine auf Raumtemperatur zahlreiche plattenförmige Mg_2Si-Ausscheidungen gebildet. Bei einer Lösungsglühung bei 400 °C sind nur wenige dieser Ausscheidungen (0,5 Gewichtsprozent) im Mischkristall gelöst, Bild 51 (AlMg1,1 Si0,6, T_L = 400 °C, kaltausgelagert).

Die aushärtenden Feinstausscheidungen des Systems AlMgSi sind erst im warmausgelagerten Zustand sichtbar. Bei einer Vergrößerung von V = 30000 ist eine dichte Matrixbelegung mit aushärtender Phase zu erkennen, Bild 52 (AlMg1,1 Si0,6, T_L = 550 °C, warmausgelagert). Bei einer Lösungsglühtemperatur von 400 °C fehlt diese Belegung, da nicht genug Mg_2Si im Mischkristall gelöst wurde.

Bei den warmausgelagerten Zuständen aller Varianten zeigt sich ein ausscheidungsfreier Saum an der Korngrenze von ca. 0,1µm Breit Bild 52.

Wie bereits weiter oben erwähnt, ist der weiche Zustand aushärtbarer Legierungen für die Herstellung komplizierter Ziehteile von Bedeutung.

Das Gefüge dieses Zustandes ist gekennzeichnet durch zahlreiche Plättchen in der Größenordnung von 0,8 - 3µm, Bild 53.

Bei der mangan- und eisenhaltigen AlMgSi-Legierung ergibt sich in Bezug auf die Primärphasen ein deutlicher Unterschied zu der reinen Ausgangsvariante. In der lediglich auf Warmwalztemperatur angewärmten mangan- und eisenhaltigen Legierung sind neben einigen größeren Teilchen (1-10µm), die aus dem Gußgefüge erhalten geblieb sind, in erster Linie zahlreiche feine, rundliche Teilchen von 0,02 - 0,1µm Größe zu erkennen, Bild 54 (AlMg1,1 Si0,6 Mn0,5 Fe0,5 T_L = 550 °C, kaltausgelagert).

Die Barrenhochglühung führt zu einer Einformung und Vergröberung der Ausscheidungen. Die feineren Teilchen (0,2 - 0,3µm) sind Al-Mn-Fe-Si-haltige Phasen aus dem übersättigten Gußgefüge, Bild 55 (AlMg1,1 Si0,6 Mn0,5 Fe0,5, T_L = 550 °C, kaltausgelagert).

Um den Einfluß der Gefügeparameter auf die Verformungsverteilung zu untersuchen, wurden Zugproben um 5% einachsig durch Zug verformt und die sich ausbildende Versetzungsstruktur bestimmt.

Sowohl die reinen als auch die hoch homogenisierten, mangan- und eisenhaltigen Legierungen zeigen in der bei 400 °C lösungsgeglühten Variante in allen Zuständen (frisch abgeschreckt, kaltausgelagert und warmausgelagert) eine Versetzungsanordnung in Zellen, die jedoch nicht sehr ausgeprägt ist, Bild 56 (AlMg1,1 Si0,6, T_L = 400 °C, 5% gereckt).

Die bei 550 °C lösungsgeglühten Proben zeigen nach der Kaltverformung eine Tendenz zur Versetzungsbandbildung, Bild 57. Diese ist besonders stark ausgeprägt, wenn die Verformung im kaltausgelagerten Zustand durchgeführt wird, weniger stark bei Verformung im frisch abgeschreckten und warmausgelagerten Zustand.

Bei der Verformung im weichen Zustand zeigen alle AlMgSi-Legierungen eine Neigung zur Bildung von Versetzungszellen, insbesondere bei der "reinen" Legierung, Bild 58 (AlMg1,1 Si0,6, weich, 5% verformt).

5. Diskussion

Zur Beurteilung der Kaltumformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen ist der einachsige Zugversuch geeignet.

Trotz des einachsigen Spannungszustandes im Vergleich zum mehrachsigen Zustand bei Tief- oder Streckziehteilen lassen sich aus den Ergebnissen des Zugversuches Aussagen auf das Verhalten von Aluminiumlegierungen ziehen.

Die 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$ gilt als Maß für den Beginn der plastischen Verformung - (die Fließgrenze ist experimentell schwer zu bestimmen) - und die Zugfestigkeit R_m gilt als Maß für die maximal übertragbare Kraft.

Eine niedrige 0.2-Dehngrenze und ein möglichst hoher Wert für die Zugfestigkeit sind demnach für das Umformverhalten von Vorteil. Diese beiden Werte werden auch zum Streckgrenzenverhältnis $S = R_{p0,2}/R_m$ zusammengefaßt.

Die Bruchdehnung ergibt nur in Verbindung mit der Gleichmaßdehnung einen sinnvollen Hinweis auf die Umformbarkeit. Je größer die Differenz zwischen A_5 und A_g - manchmal auch als Einschnürdehnung bezeichnet - desto länger kann das Versagen durch Reißen des Ziehteils im Bereich einer örtlichen Einschnürung hinausgezögert werden. Bei den meisten Ziehteilen ist das Erreichen der Gleichmaßdehnung - d.h. die beginnende lokale Einschnürung - bereits als Versagen anzusehen, weil hierdurch optische Fehler auf Sichtflächen entstehen.

Die Brucheinschnürung Z und der Verfestigungsexponent n sind einander beeinflussende Kennwerte. Bei einem hohen Verfestigungsexponenten n kann das Blech - oder die Zugprobe - nach entsprechender hoher Kaltverfestigung im Moment der Einschnürung keine hohe Verformung mehr aufnehmen. Maßnahmen zur Erhöhung des Verfestigungsexponenten müssen daher prinzipiell zu einer Verminderung der Brucheinschnürung führen.

.../32

Vor allem bei großflächigen - im Mittel schwach - verformten Streckziehteilen führt ein hoher Verfestigungsexponent zu einer gleichmäßigen Verteilung der Dehnung und zum Abbau von Verformungsspitzen, z.B. im Bereich von Ziehsicken und Wülsten. Ziehteile mit Tiefziehbeanspruchung erfordern neben einer hohen Gleichmaßdehnung zusätzlich eine hohe Brucheinschnürung, vor allem für das Biegen des Bleches an der Ziehkante.

Nach den in 3.2.3 dargestellten Zusammenhängen muß die wahre Gleichmaßdehnung φ_{gl} und der Verfestigungsexponent n übereinstimmen.

Das Bild 59 zeigt diese beiden Werte für die untersuchten Legierungen. Die stärksten Abweichungen von der Geraden ($\varphi_{gl} = n$) zeigen die AlMg1-5-Legierungen. Die Ursache für diese Unterschiede zwischen φ_{gl} und n ist im Auftreten des Portevin-Le Chatelier-Effektes zu sehen.

Größere Abweichungen von der Geraden treten nur bei den Legierungen und Zuständen auf, die mit dem PC-Effekt behaftet sind und dementsprechend eine inhomogene Verformung bis zum Probenbruch aufweisen.

Durch diese ungleichmäßige Verteilung der Verformung wird nicht an allen Stellen des Zugstabes die Gleichmaßdehnung erreicht, da aufgrund der inhomogenen Verformung an anderen Stellen (z.B. Schwachstellen) vorher eine örtliche Einschnürung auftritt. Als Folge werden kleinere Gleichmaßdehnungen gemessen als aufgrund des Verfestigungsexponenten zu erwarten wäre. In Ergänzung zur Gleichmaßdehnung sollte daher bei Blechen für die Kaltumformung der Verfestigungsexponent gemessen werden.

Aufgrund der bei bestimmten Werkstoffen und Werkstoffzuständen beobachteten Dehnungsabhängigkeit des Verfestigugnsexponenten sollten ferner für eine exakte Ermittlung diese Werte entweder in mehreren Intervallen des Umformgrades bestimmt werden oder mit Hilfe eines mit der Zugprüfmaschine gekoppelten Rechners als Funktion des Umformgrades.

.../33

Für großflächige Ziehteile muß vor allem zu Beginn der plastischen Verformung ein hoher Verfestigungsexponent angestrebt werden, um auch die schwachverformten Bereiche in die Umformung mit einzubeziehen.

Aus den Ergebnissen der legierungsbezogenen Versuche geht hervor, daß die Umformbarkeit von Aluminiumlegierungen entscheidend durch Legierungselemente beeinflußt wird.

Als wesentlichstes Ergebnis der Untersuchung ist festzustellen, daß der für die Kaltumformbarkeit von Aluminiumblechen wichtige Verfestigungsexponent n mit zunehmendem Anteil von in Aluminiummischkristall gelösten Legierungselementen stetig zunimmt. Dies gilt für die naturharte Legierungsgruppe AlMg1-5 und für die aushärtbaren Legierungen AlCu, AlZn und AlMg 1,1 Si 0,6 im frisch abgeschreckten Zustand gleichermaßen.

Aufgrund des PC-Effektes wird die Gleichmaßdehnung im Gegensatz zum n-Wert mit zunehmender Mischkristallverfestigung nur unwesentlich verändert.

Ein zunehmender Anteil von im Mischkristall gelösten Legierungselementen führt dagegen zu einer stetigen Abnahme der Brucheinschnürung.

Die einzige Ausnahme von dieser Regel stellt die AlZn-Legierung bei Lösungsglühtemperaturen von mehr als 260°C dar. Der sprunghafte Anstieg der Festigkeitswerte bei gleichzeitiger starker Abnahme der übrigen Kennwerte (A_5, A_g, Z, n) ist offenbar auf die Mischungslücke im System AlZn zurückzuführen, Bild 60 (39), (52).

Bei der vorgegebenen Legierungszusammensetzung bildet sich bei einer Glühung oberhalb 275°C eine zweiphasige

.../34

Legierung, wobei die zweite Phase (75 % Zn) bei der Abkühlung auf Raumtemperatur eutektoid zerfällt. Dies führt sowohl im frisch abgeschreckten Zustand (T_L 275°C) als auch im weichen Zustand (Glütemperatur 400°C) vermutlich zu Härtungseffekten.

Ausscheidungen beeinflussen das Verfestigungsverhalten grundsätzlich negativ, wobei der Grad der Kohärenz, die Menge und die Dispersion von Bedeutung sind. Kohärente Ausscheidungen im kaltausgelagerten Zustand führen zu einer vergleichsweise geringen Abnahme des Verfestigungsexponenten. Teilkohärente Ausscheidungen im warmausgelagerten Zustand führen zu den niedrigsten n-Werten und zu den höchsten Festigkeitswerten. Die bei einer Überalterung im weichen Zustand vorliegenden inkohärenten Ausscheidungen, die durch eine höhere Teilchengröße und größere Teilchenabstände gekennzeichnet sind, ergeben wieder einen höheren Wert für den Verfestigungsexponenten, wobei die Werte des kaltausgelagerten Zustandes jedoch nicht erreicht werde.

Eine Ausnahme bilden hier die bei 400°C lösungsgeglühten AlMgSi-Proben. Bei dieser Lösungsglühtemperatur wird nur 0,5 Gewichtsprozent Mg_2Si im Mischkristall gelöst, der Rest ist grob dispers ausgeschieden.

Es können nur wenige kohärente bzw. teilkohärente Ausscheidungen gebildet werden, die mechanischen Eigenschaften entsprechen weitgehend denen des weichen Zustandes.

Der Einfluß von Ausscheidungen auf den Verfestigungsexponenten und die Brucheinschürung ließ sich bei konstantem Anteil an gelöstem Mg_2Si durch Zusatz von Mangan und Eisen nachweisen. Durch Variation von Temperatur und Zeit bei der Barrenhochglühung läßt sich der Dispersionsgrad der AlMnFeSi-haltigen Ausscheidungen einstellen. Eine grobe Dispersion dieser Ausscheidungen nach einer Glühung bei 580°C (24 h) ergibt sowohl

.../35

für die Brucheinschnürung als auch für den Verfestigungsexponenten höhere Werte als eine feine Dispersion bei unhomogenisierten Barren. In allen Fällen liegen die Werte jedoch unter denen der ausscheidungsfreien AlMgSi-Legierung.

Die durch eine Kaltverformung hervorgerufene Ausbildung der Versetzungsanordnung wird weitgehend durch die Charakteristik der Ausscheidungen beeinflußt. Ein homogener Mischkristall, der nur gelöste Legierungselemente enthält, weist nach der Verformung ein Versetzungszellgefüge auf, zu erkennen bei AlMg1 und AlMg3 zum Beispiel.

Kohärente Teilchen, insbesondere bei Kaltauslagerung der AlMgSi-Legierung, führen zu einer ausgeprägten Gleitbandbildung. Die Versetzungen sind hier im wesentlichen auf einzelne Gleitebenen konzentriert, (53). Im warmausgelagerten Zustand zeigt die AlMgSi-Legierung eine dem kaltausgelagerten Zustand ähnliche Versetzungsanordnung nach Kaltverformung in Form von Bändern. Auch die beobachtete Versetzungsbandbildung bei der AlMg5-Legierung ist offensichtlich auf das Vorhandensein kohärenter Ausscheidungen zurückzuführen. Derartige Ausscheidungen wurden, nachdem sie früher bereits durch elektrische Widerstandmessungen belegt wurden (54), kürzlich ermals elektronenmikroskopisch in einer AlMg10-Legierung nachgewiesen (55).

Insgesamt gestatten die Ergebnisse der vorliegenden Untersuchen keine Aussage darüber, ob die unterschiedliche Versetzungsanordrung nach Kaltverformung den Verfestigungsexponenten und die Brucheinschnürung nennenswert beeinflussen, zumal der Übergang vom Zellgefüge zur Versetzungsbandbildung stetig verläuft.

Ähnliche Ergebnisse wie in der vorliegenden Arbeit in Bezug auf den Verfestigungsexponenten n wurden kürzlich von Gruhl und Lossack (56) bei Legierungen aus vermischten Altschrotten festgestellt. Bei solchen Werkstoffen, bei denen große Anteile von im Mischkristall gelösten Legierungsbestandteilen

.../36

(Fe, Cu, Si, Mg, Zn) ergab überraschend hohe Werte für den Verfestigungsexponenten und damit gute Umformbarkeit. Dieser Effekt wird durch die vorliegenden Untersuchungen damit verständlich.

Die Abhängigkeit des Verfestigungsexponenten vom Umformgrad ist vor allem dann ausgeprägt, wenn die Legierungselemente scih in fester Lösung befinden, beispielsweise bei der AlMg-Reihe und bei der AlMgSi-Legierung in abgeschrecktem Zustand. Durch Kaltauslagerung wird dieser Effekt weitgehend aufgehoben, ebenso ist er bei AlMg5 deutlich schwächer ausgeprägt als bei AlMg1 und AlMg3. Ursache ist offenbar das Vorhandnesein kohärenter Ausscheidungen, durch die ein Übergang vom Versetzungszellgefüge zu Versetzungsbändern bewirkt wird.

6. Folgerungen für die Praxis

Die Untersuchungen haben gezeigt, daß durch die Legierungselemente und die Wärmebehandlung im Halbzeugwerk eine gezielte Beeinflussung der Kaltumformbarkeit von Aluminiumblechwerkstoffen möglich ist.

Zur Erzielung eines hohen Verfestigungsexponenten ist es erforderlich, ein Mischkristallgefüge mit einem hohen Anteil an übersättigter Lösung von Legierungselementen einzustellen.

Bei Elementen, die im Aluminiummischkristall eine temperaturabhängige feste Löslichkeit aufweisen, sollte lösungsgeglüht und abgesc h reckt werden. Die Verarbeitung derartiger Bleche muß daher möglichst schnell nach dem Abschrecken erfolgen, da bei anschließender Kaltauslagerung der Verfestigungsaxponent abnimmt.

Bei ausgesprochenen Tiefziehteilen muß die Brucheinschnürung Z berücksichtigt werden, die gegenläufig zum Verfestigungsexponenten verläuft. Großer Anteil an im Mischkristall gelösten

.../37

Legierungselementen führt zu niedriger Brucheinschnürung, so daß unter Umständen in der Biegezone ein Versagen des Ziehteils auftreten kann. Durch eine geänderte Legierungszusammensetzung oder Wärmebehandlung muß der Anteil gelöster Elemente ggfs. verringert werden, wobei eine Optimierung zwischen n und Z notwendig ist.

Da Ausscheidungen das Streckziehverhalten grundsätzlich negativ beeinflussen, sollte bei derartigen Umformungen ihre Zahl möglichst gering sein. Dabei ist zu beachten, daß die Charakteristik und die Dispersion der Ausscheidungen beeinträchtigen das Streckziehverhalten weniger stark als teil- und inkohärente Ausscheidungen. Eine grobe Dispersion ist einer feinen Dispersion in Bezug auf die Umformbarkeit vorzuziehen. Kaltausgelagert können sowohl Tiefzieh- als auch Streckziehoperationen durchgeführt werden (31). Warmausgelagert eignen sich Aluminiumlegierungen nur für kleinere Umformgrade, z.B. durch Biegen oder Bördeln.

7. Literatur

(1) K. Lange, Lehrbuch der Umformtechnik Band I, Springer-Verlag 1972

(2) W. Panknin, Z.Metallkunde 61 (1970), 407-414

(3) W. Ziegler, Blech Rohre Profile 6 (1974), 195-198

(4) H.P. Falkenstein und W. Gruhl, Bänder Bleche Rohre 19 (1978), 265-268

(5) J. Datsko, C.T. Yang, Journal of Eng. for Ind. (1960), 309-314

(6) R. Akeret, Aluminium 54 (1978), 117-123

(7) W. Schaub, Bänder Bleche Rohre 20 (1979), 458-461

(8) W.T. Lankford, S.C. Snyder, J.A. Bauscher, Trans.ASME 4 (1950), 1197-1232

(9) L.R. Jackson, K.F. Smith, W.T. Lankford, Trans.AIME Techn. Public. No 2440 (1948), 1-15

(10) International Deep Drawing Research Group (IDDRG),1974 (Vereinbarung zur R-Wert Bestimmung) VDEh-Düsseldorf

(11) R.S. Burns, R.H. Heyert, Sheet Metal Industries 35 (1958), 372-377

(12) F. Garafolo, Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals, Macmillan Company, New York 1965

(13) G. Shawki, Blech 16 (1969), 547-555

(14) J. Essl, Aluminium 50 (1974), 219-220

(15) J. Althoff, Aluminium 52, (1976), 632-635

(16) H. Kupper, Neue Hütte 15 (1970), 45-48

(17) J.H. Hollomon, AIME Techn. Public. No 1879, USA 1945

(18) E. Doege, Umformtechnik und Umformmaschinen, TU Hannover 1978

(19) R.D. Butler, D. North und G.M. Davies, Proceedings ICSTIS, Sec. 5, 848-856

(20) G. Oehler, Das Blech und seine Prüfung, Springer 1953

(21) E. Siebel und E. Kotthaus, Mitteilungen der DFBO Nr. 15 (1955), 181-185

(22) W. Panknin, Bänder Bleche Rohre 2 (1961), 201-211

(23) S.P. Keeler und G.M. Goodwin, Machinery (1968), 1228-1235, 166-173, 322-331, 528-535, 568-574, 689-69

(24) K. Nakazima, T. Kikuma, K. Hasuka, Jamata Technical Report No 254,(1968), 141-154

(25) V.V. Hasek, Blech Rohre Profile 25 (1978), 213-220

(26) C.Ch. Veermann, L. Hartmann, J.J. Peels, P.F. Neve Sheet Metal Industries (1971), 678-694

(27) T. Kobayashi, J. Japan Soc. Techn. Pasticity 9 (1968) 117-126

(28) A. Karlsson, H.-E. Ekström, Sc DDRG-Tagung April 1979, Helsingfors, 1-13

(29) D. Baron, Aluminium 30 (1954), 183-194

(30) K. Lange und M. Blaich, Me. Scient. Rev. Met. 77 (1980), 373-381

(31) K. Siegert, 10. Umformtechnisches Kolloquium, Hannover 1980, Universität Hannover, 18/1-6

(32) E.O. Hall, Proc. Phys. Soc. London B 64 (1951) 747-77

(33) I.C. Wright, M.S. Turner und A.L. Davies, Jour. Inst. Metals 90 (1961), 369-375

(34) W. Norman und M. Dittrich, Z.Metallkunde 62 (1971), 274-279

(35) W.A. Anderson und H.C. Stumpf, Aluminium 55 (1979), 447-451

(36) Modern Metals (1976), 67-71

(37) E.H. Dix, W.A. Anderson und B. Shumaker, Alcoa Technical Paper No. 14 (1958), 1-62

(38) E. Hornbogen, Werkstoffe II. Auflage, Springer-Verlag 1979

(39) Aluminiumtaschenbuch 13. Auflage, Aluminium-Verlag Düsseldorf, 1974

(40) H. Richter und G. Wassermann, Z.Metallkunde 49 (1958), 549-556

(41) P. Brenner und G. Scharf, Metall 14 (1960), 975-979

(42) W. Mantz und W. Gruhl, Aluminium 44 (1968), 535-545

(43) F. Fischer, W. Reitzle und H. Drecker, Aluminium 56 (1980), 578-584

(44) H.P. Falkenstein, Mem. Scient. Rev. Met. 77 (1980), 383-389

(45) P. Ludwik, Elemente der technologischen Mechanik, Berlin 1909

(46) S.N. Moneiro und R.E. Reed-Hill, Met. Trans 2 (1971), 2947-2948

(47) H. Kostron, Archiv Eisenhüttenwesen 22 (1951), 317-325

(48) W. Panknin und F. Shawki, Z.Metallkunde 52 (1961), 455-461

(48 a) V.A. Phillips, A.J. Swain, R. Eborall J. Inst. Metals 81 (1952/53), 625-647

(49) G. Scharf, Dissertation Aachen 1969

(50) L.F. Mondolfo, Aluminum Alloys, Butterworth 1976

(51) Dederichs und H. Kostron, Archiv Metallkunde 3 (1949), 193-213

(52) V. Gerold und W. Schweizer, Z.Metallkunde 52 (1961), 76-85

(53) H. Gleiter und E. Hornbogen, Phys. Stat. Soc. 12 (1965), 251-264

(54) H. Cordier und K. Detert, Z.Metallkunde 52 (1961), 321-328

(55) Y. Kojima, T. Takahashi, M. Kubo, T. Morinaga, Met. Trans. A (1981), 1113-1117

(56) W. Gruhl und E. Lossack, Conference Proceedings, 111th AIME Annual Meeting, Chicago 1981, 806-811

8. Bilder

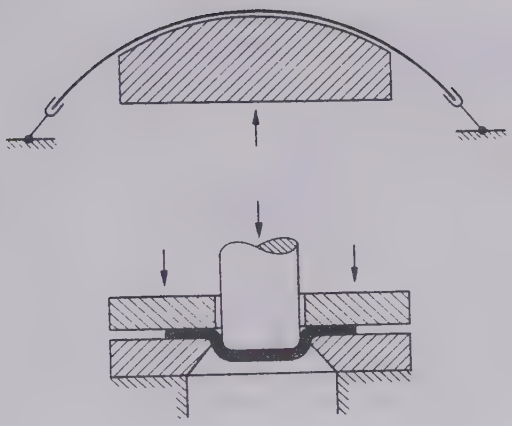


Bild 1: Schematische Darstellung von Streckziehen (oben) und Tiefziehen, (2)

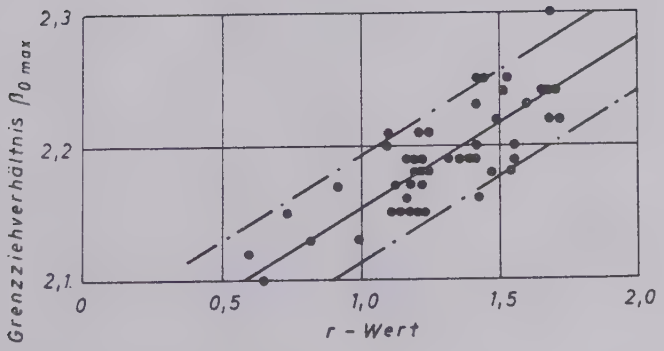


Bild 2: Grenzziehverhältnis in Abhängigkeit von der senkrechten Anisotropie, Stahlblech (2).

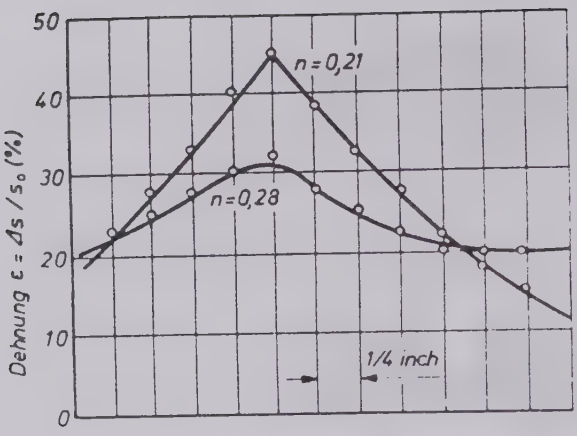
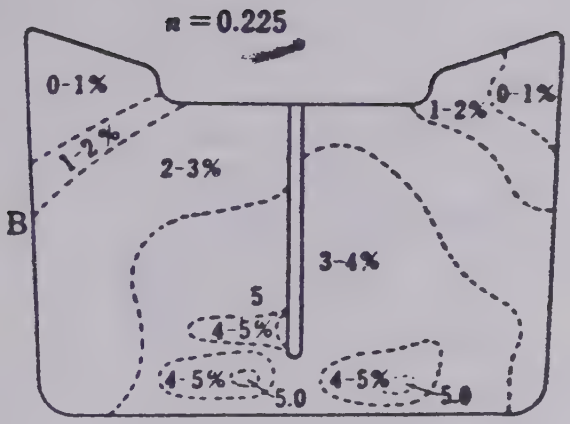


Bild 3: Verteilung der Dehnung ε um eine Sicke, (18).



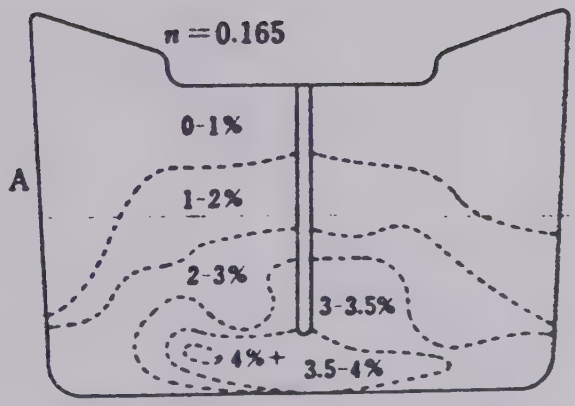


Bild 4a und b: Verformungsverteilung in einem Ziehteil aus Stahlblech,
n = 0.225 oben
n = 0.165 unten, (19)

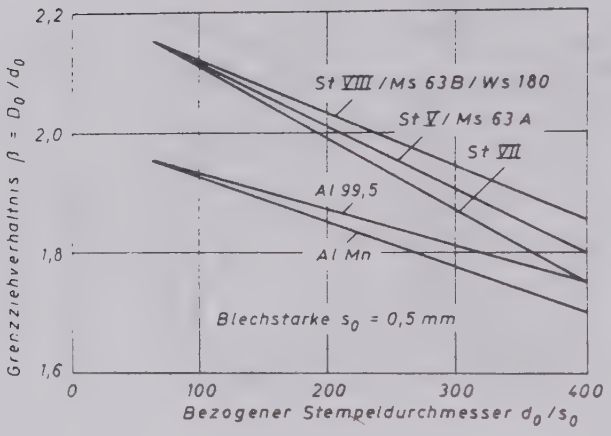


Bild 5: Abhängigkeit des Grenzziehverhältnisses ß vom Stempeldurchmesser, (22).

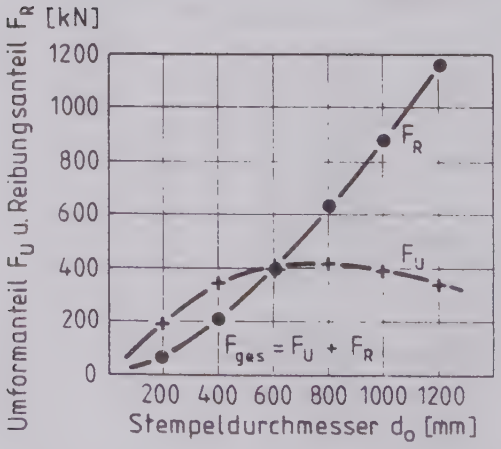
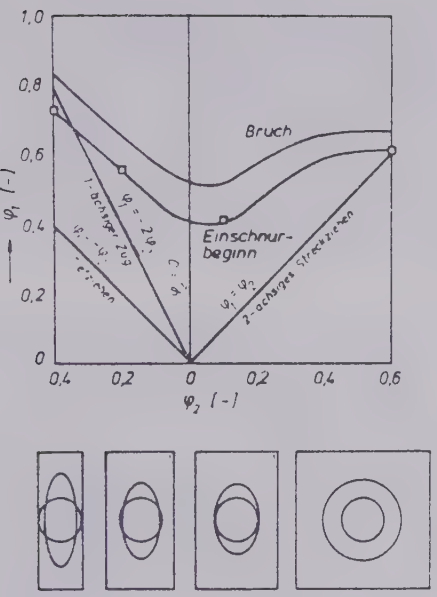


Bild 6: Einfluß der Reibung auf die Umformkraft, (18).



I Tiefziehen: $\varphi_2 = -\varphi_1$; $\varphi_3 = 0$

II einachsiger Zug $\varphi_2 = -\varphi_1/2$; $\varphi_3 = \varphi_2/2$

III ebene Dehnung $\varphi_2 = 0$; $\varphi_3 = -\varphi_1$

IV ideal zweichachsiges Streckziehen: $\varphi_1 = \varphi_2$; $\varphi_3 = -2\varphi_1$

Bild 7: Schematische Darstellung des Grenzformänderungsdiagramms.

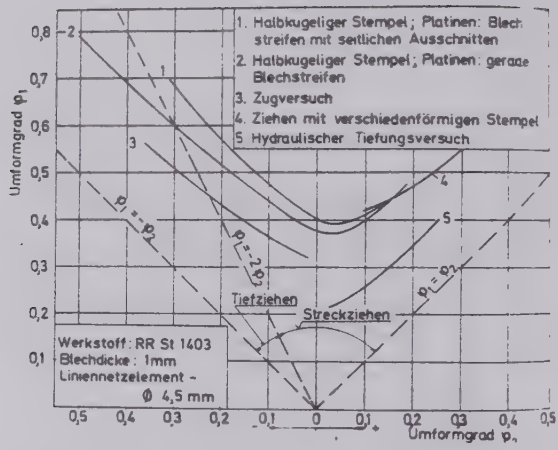
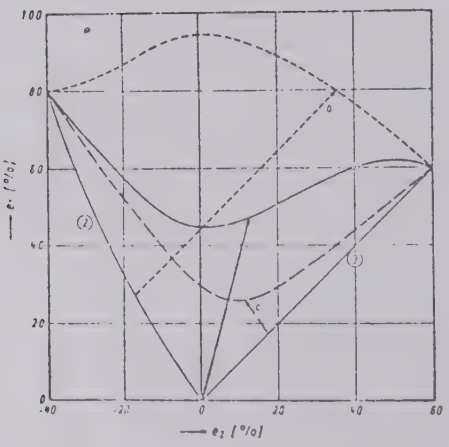


Bild 8: Einfluß des Verfahrens auf die Grenzformänderungskurve, (25).



a) e_1/e_2 = const.

b) einachsiger Zug, dann zw
achsiges Streckziehen

c) ideal zweiachsiges Strec
dann einachsiger Zug

Bild 9: Einfluß der Formänderungsgeschichte auf das Grenzformänderungsdiagramm, (27).

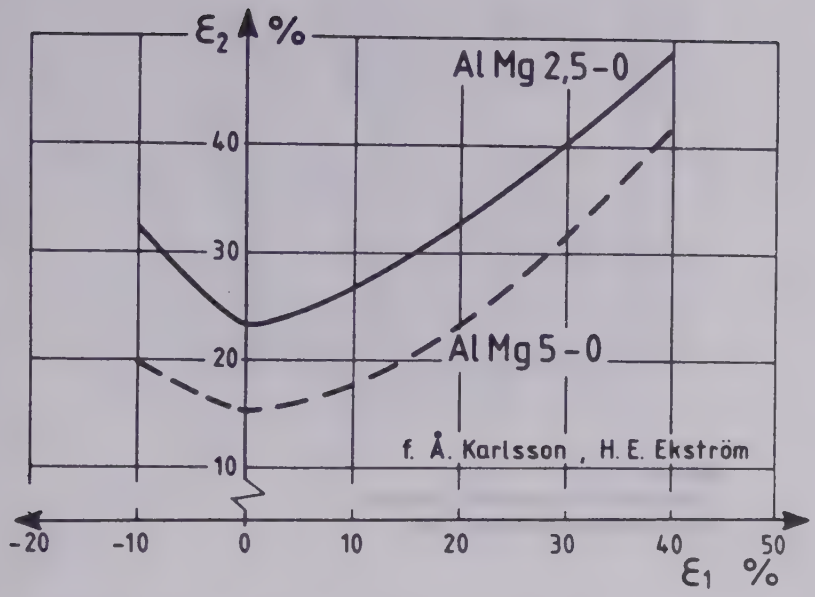


Bild 10: Grenzformänderungsdiagramm von AlMg2,5 weich (0) und AlMg5 weich (0), (28).

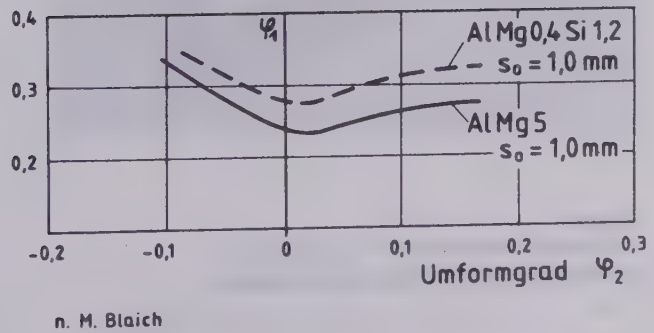


Bild 11: Grenzformänderungsdiagramme AlMg5 weich und AlMg0,4Si1,2 kaltausgelagert, (30)

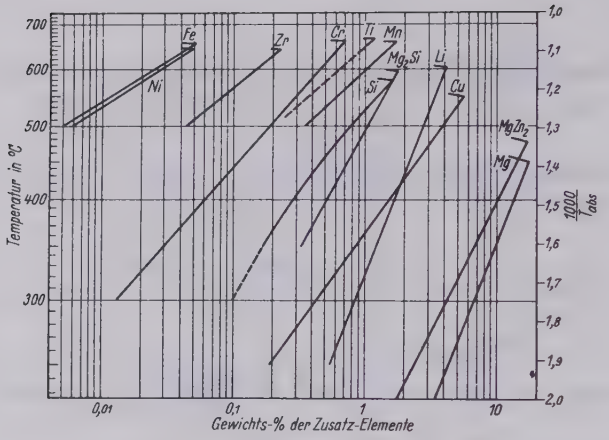


Bild 12
Löslichkeit verschiedener Elemente
im Aluminiummischkristall, (39).

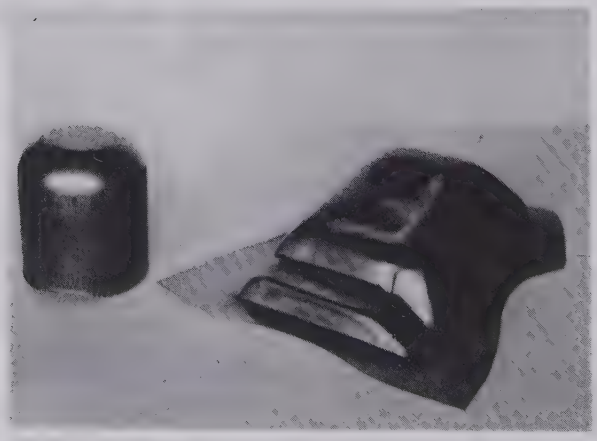
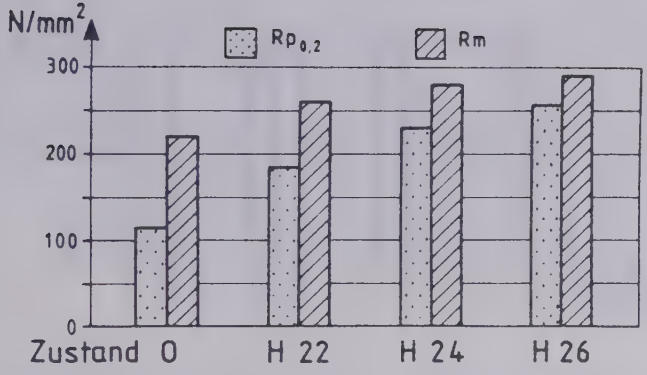


Bild 13
Labortiefziehteil (links) und -streckziehteil
(Durchmesser des Napfes, links: 100 mm)



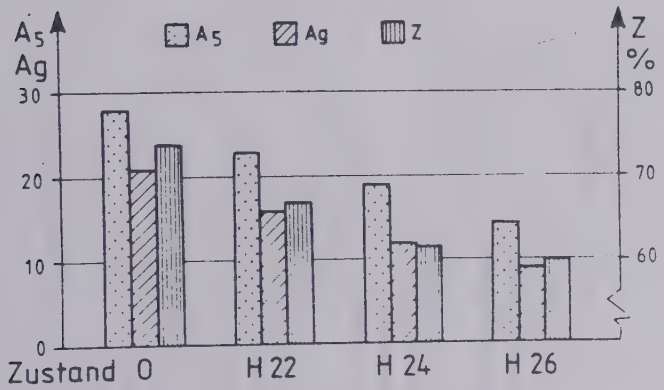
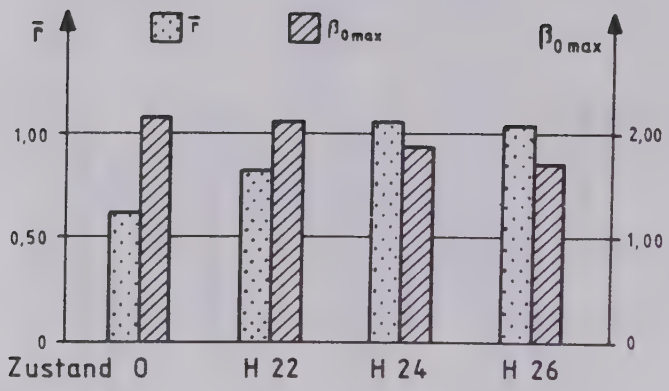


Bild 14a und b: 0.2-Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Gleichmaßdehnung und Brucheinschnürung der Legierung AlMg3 mit zunehmender Kaltverfestigung.

(Erläuterung der Werkstoffzustände im Anhang)



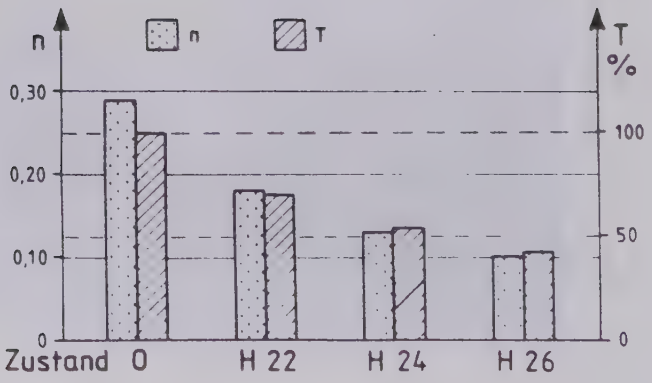


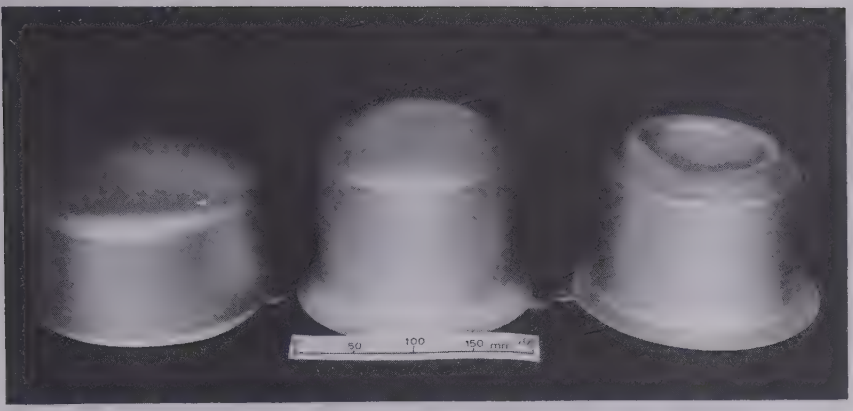
Bild 14c und d: Senkrechte Anisotropie $\bar{r}$, Grenzziehverhältnis β_{oma} sowie Verfestigungsexponent n und Ziehtiefe T für die Legierung AlMg3 mit zunehmender Kaltverfestigung.

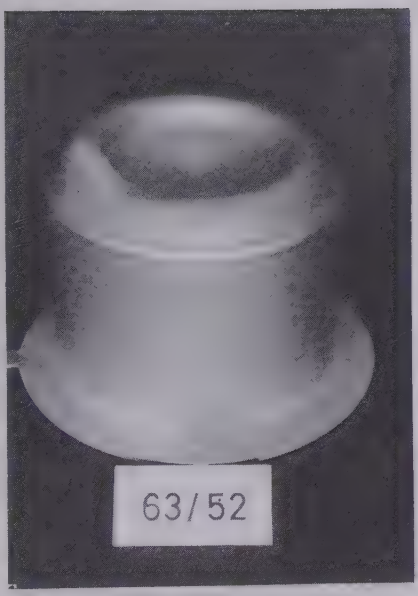
(Erläuterung der Werkstoffzustände im Anhang)

	$R_{p0,2}$ N/mm²	R_m N/mm²	A_5 %	A_g %	Z %	n	$\bar{r}$
AlMg5 w	130	280	30	27	65	0,30	0,67
AlMg2,5 w	110	220	30	24	78	0,26	0,71

Bild 15: Mechanische Eigenschaften AlMg5 und AlMg2,5
(Mittelwerte aus drei Prüfrichtungen) s = 0,85 mm

Bild 16
Streckziehteil aus AlMg 2,5 weich (links) und AlMg 5 weich (rechts).





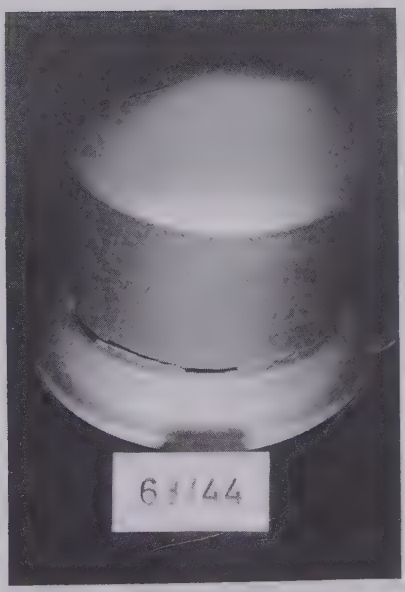
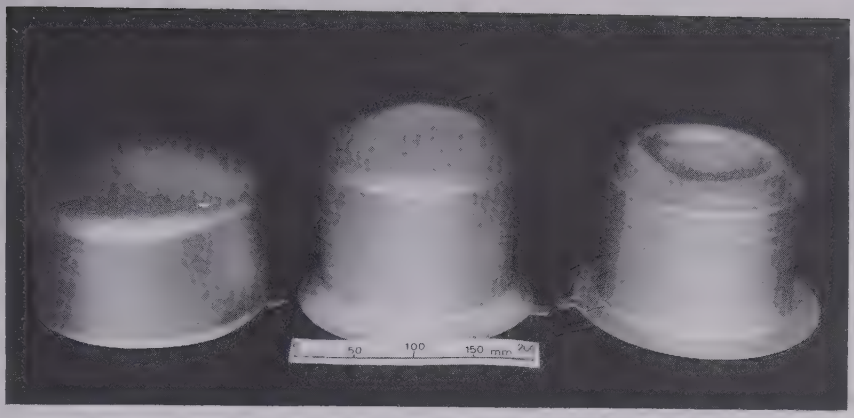
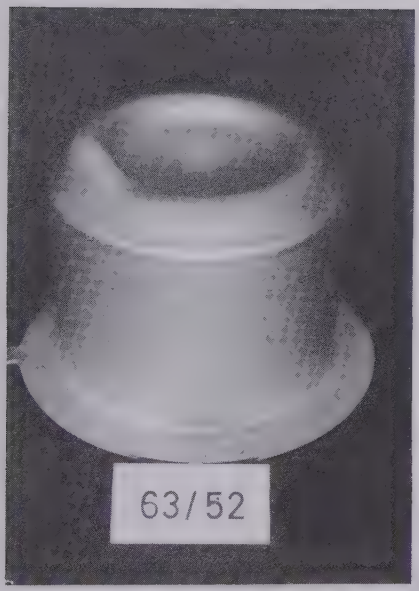


Bild 17
Tiefziehteil aus AlMg 2,5 weich (links) und AlMg 5 weich) (rechts).

	$R_{p0,2}$ N/mm²	R_m N/mm²	A_5 %	A_g %	Z %	n	$\bar{r}$
AlMg5 w	135	220	29	28	65	0,31	0,75
AlMg2,5w	105	170	30	26	77	0,26	0,72

Bild 18: Mechanische Eigenschaften AlMg5 weich und AlMg2,5 w (Mittelwerte aus 3 Richtungen), s = 3,0 mm





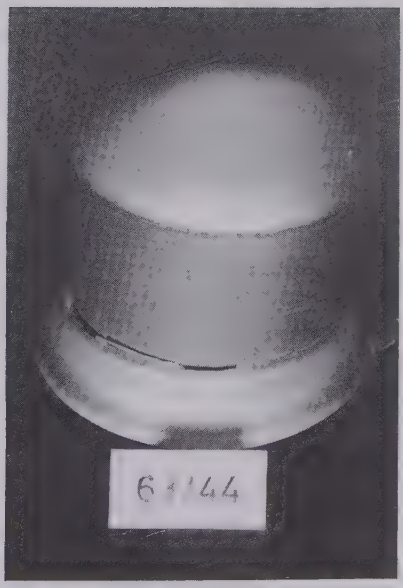
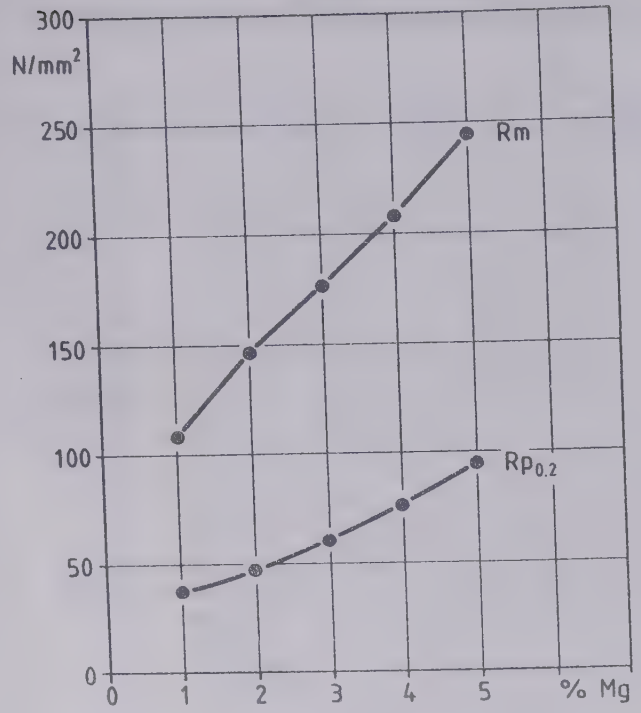


Bild 17
Tiefziehteil aus AlMg 2,5 weich (links) und AlMg 5 weich) (rechts).

	$R_{p0,2}$ N/mm²	R_m N/mm²	A_5 %	A_g %	Z %	n	$\bar{r}$
AlMg5 w	135	220	29	28	65	0,31	0,75
AlMg2,5w	105	170	30	26	77	0,26	0,72

Bild 18: Mechanische Eigenschaften AlMg5 weich und AlMg2,5 w (Mittelwerte aus 3 Richtungen), s = 3,0 mm



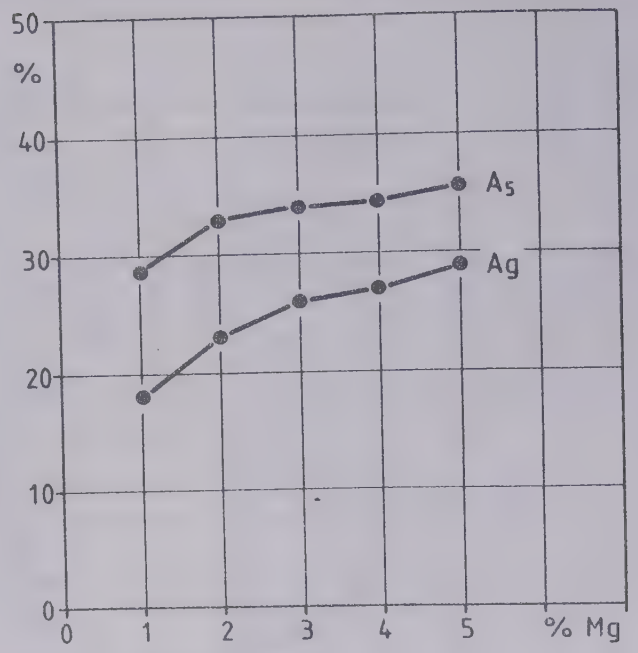
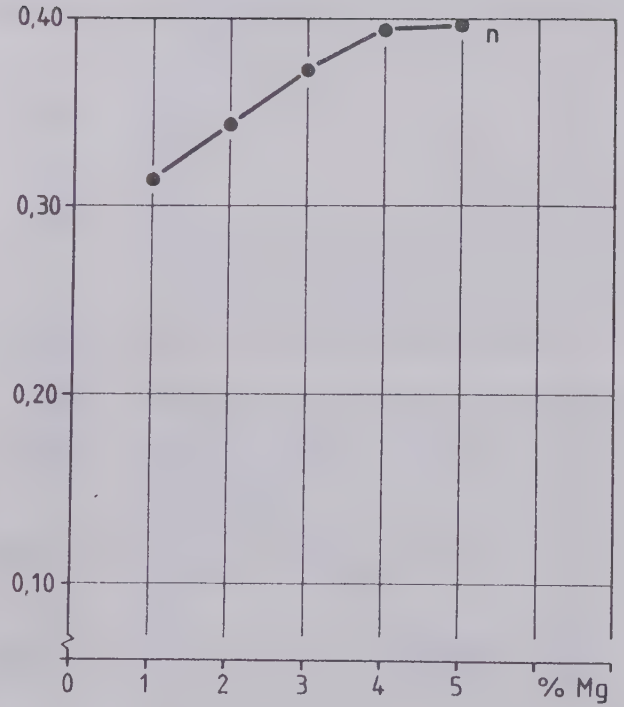


Bild 19 und 20: 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m, Bruchdehnung A_5 und Gleichmaßdehnung A_g

Zustand weich, Legierung AlMg1-5



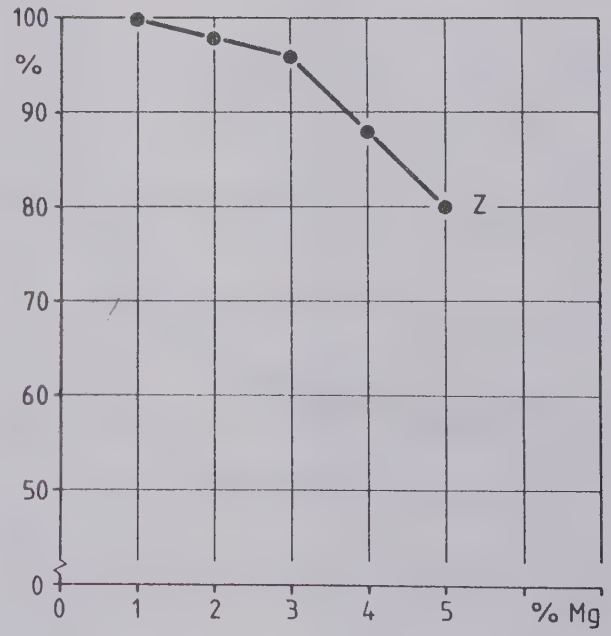


Bild 21 und 22: Verfestigungsexponent n und Brucheinschnürung Z, Legierung AlMg1-5
Zustand weich

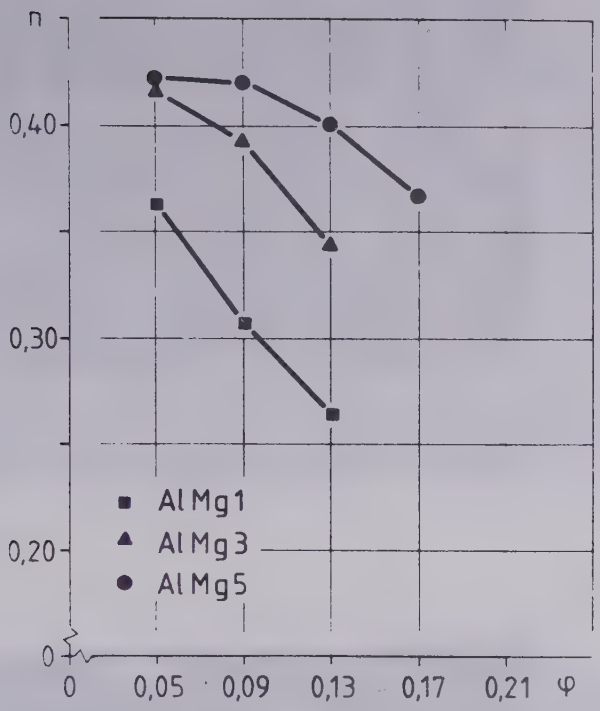
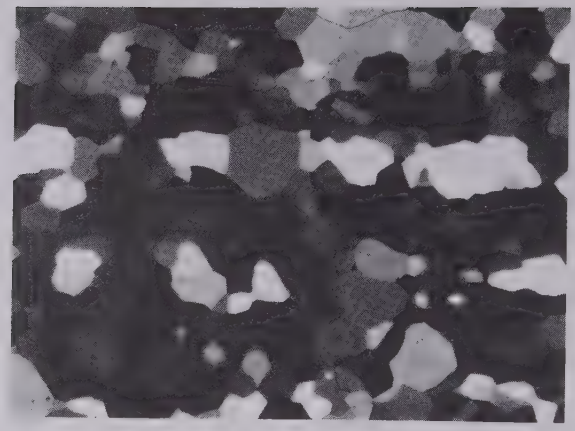
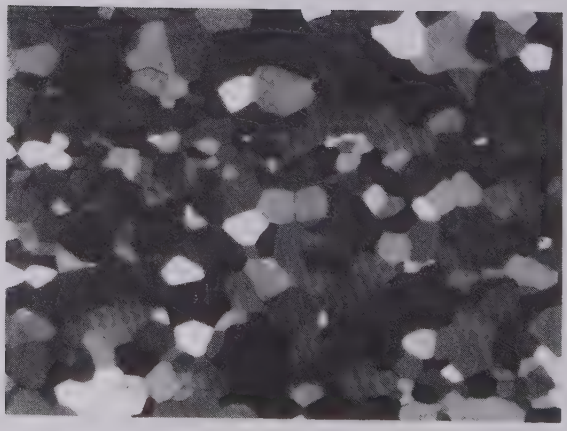


Bild 23: Verfestigungsexponent n in Abhängigkeit vom Umformgrad, Legierung AlMg1, AlMg3 und AlMg5 Zustand weich.



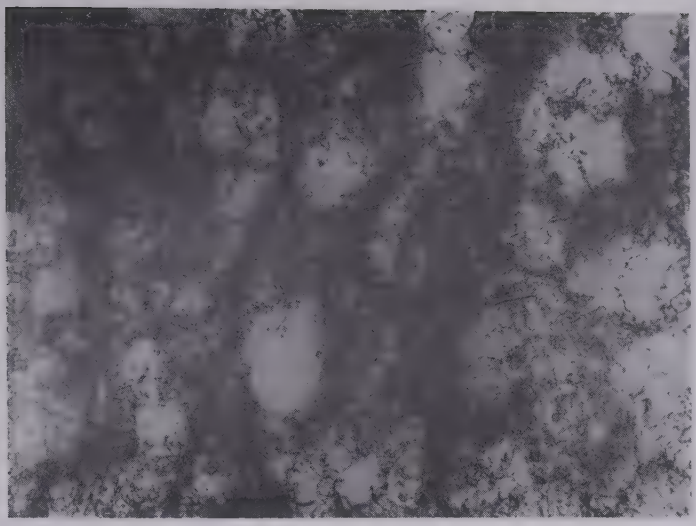
III MW 5532



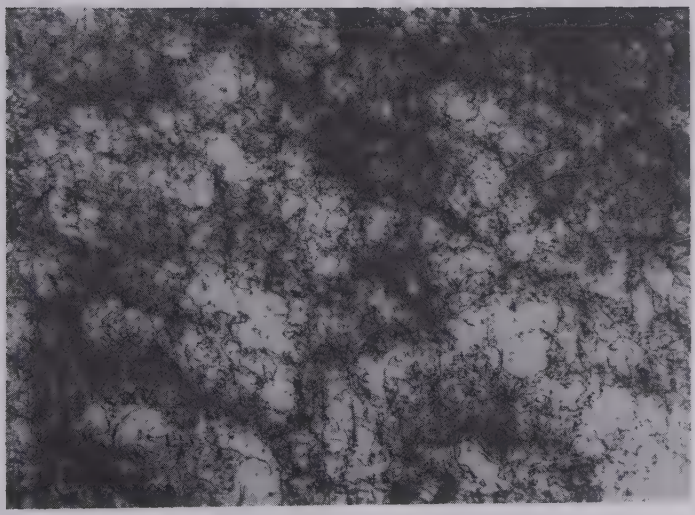
200 μm

III MW 5534

Bild 24
Korngrößen AlMg 3 und AlMg 5



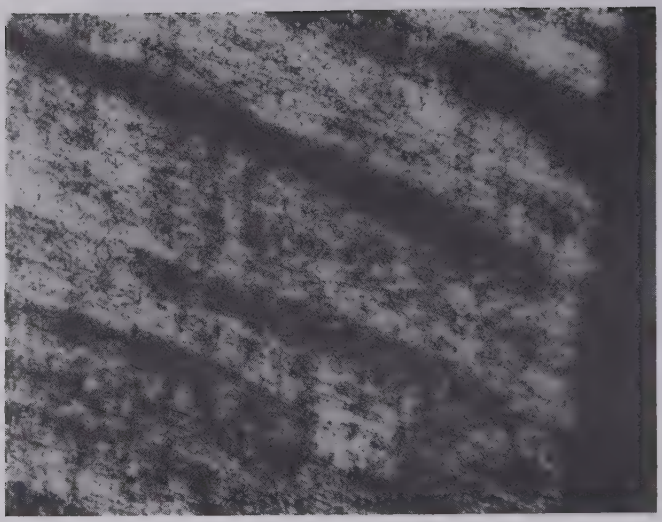
3444



3451

1 µm

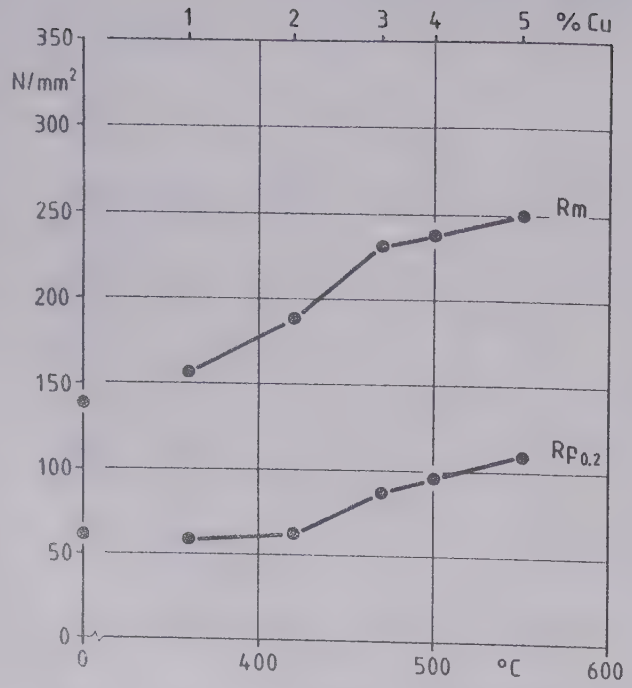
Bild 25 und 26
Versetzungsstruktur AlMg 1 (oben) und AlMg 3 nach 5 % Kaltverformung (einachsiges Recken)



3631

Bild 27
Versetzungsstruktur AlMg 5 nach 5 % Kaltverformung
(einachsiges Recken)

1 μm



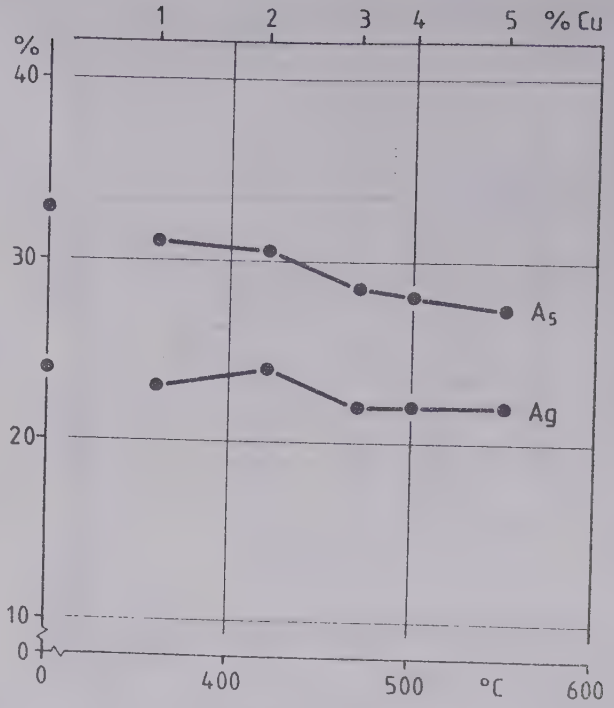
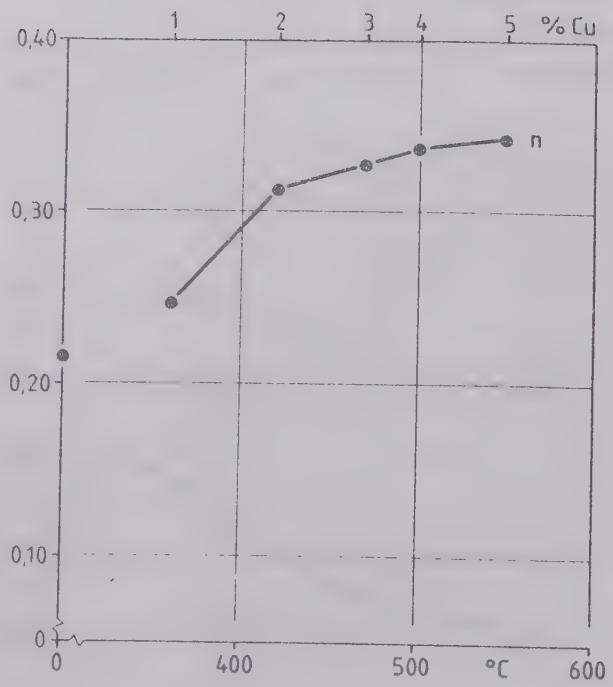


Bild 28 und 29: 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m, Bruchdehnung A_5 und Gleichmaßdehnung A_g in Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlCu5
Zustand frisch abgeschreckt



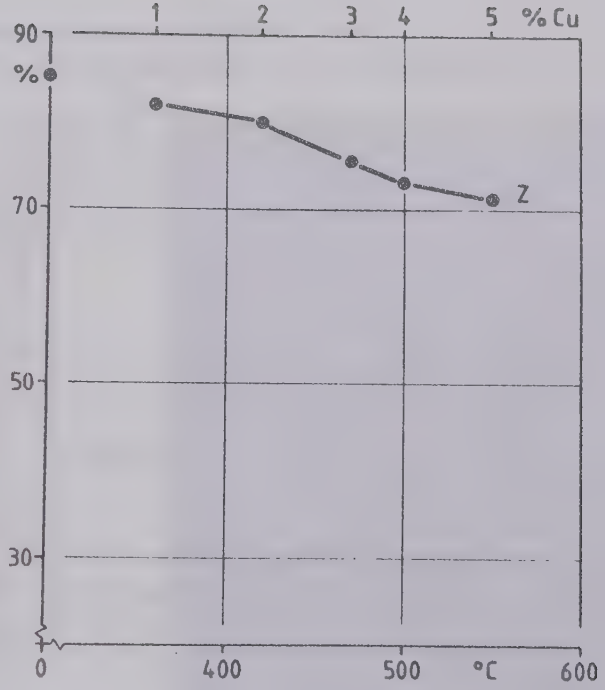
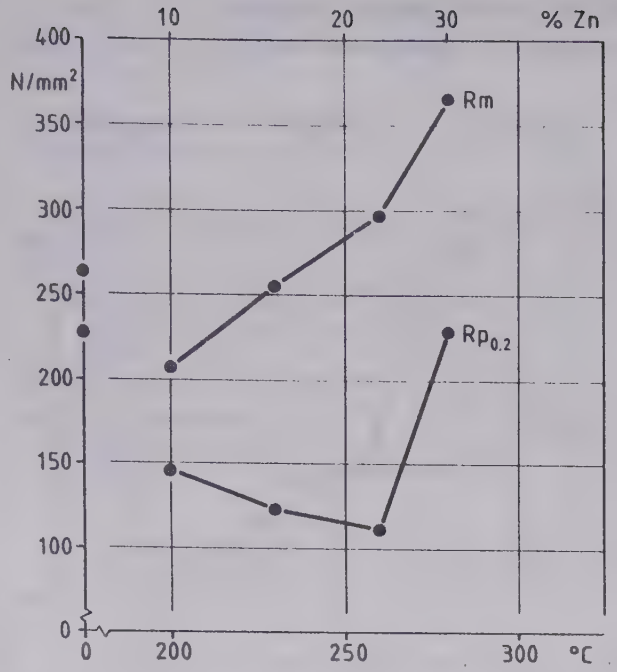


Bild 30 und 31: Verfestigungsexponent n und Brucheinschnürung Z in Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlCu5, Zustand frisch abgeschreckt.



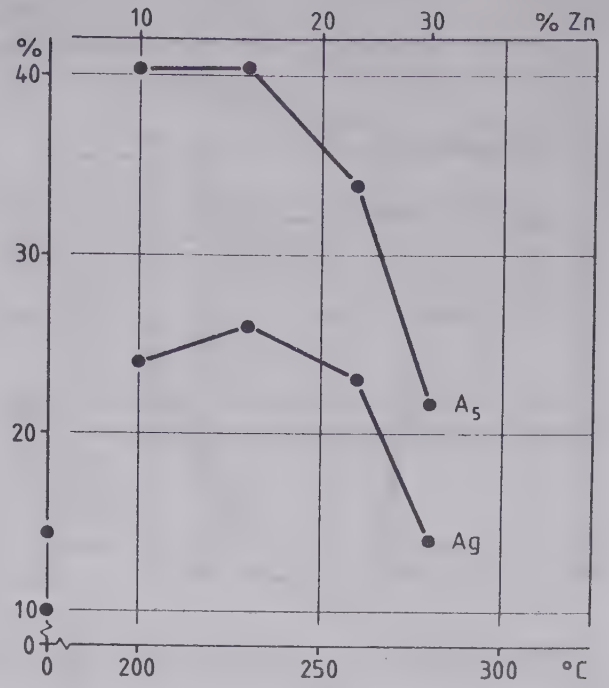
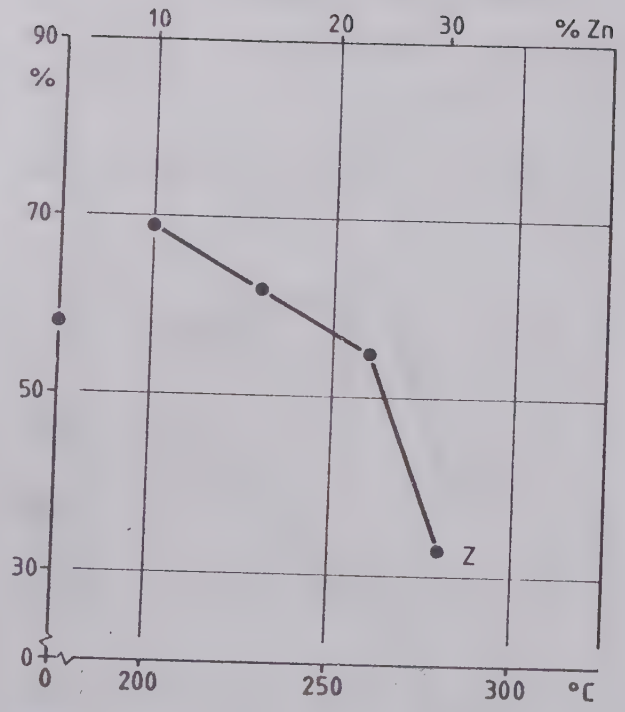


Bild 32 und 33: 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m, Bruchdehnung A_5 und Gleichmaßdehnung A_g in Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlZn30, Zustand frisch abgeschreckt.



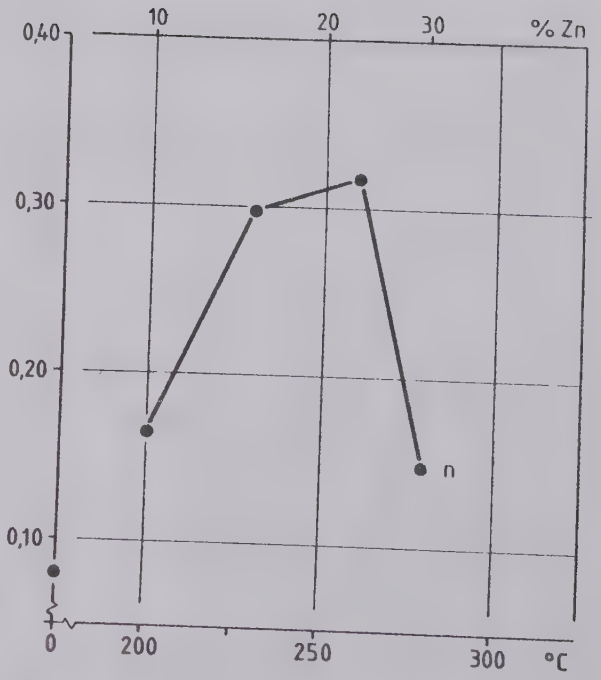
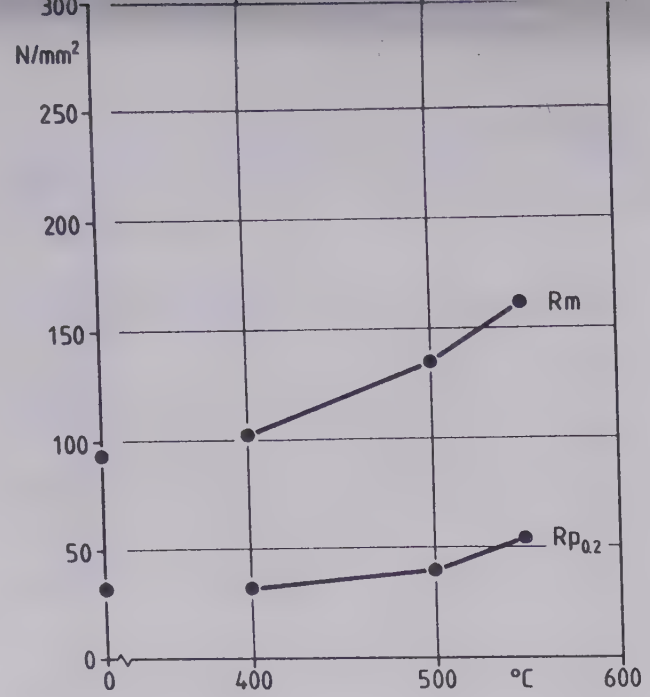


Bild 34 und 35: Brucheinschnürung Z und Verfestigungsexponent n in Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlZn30, Zustand frisch abgeschreckt.



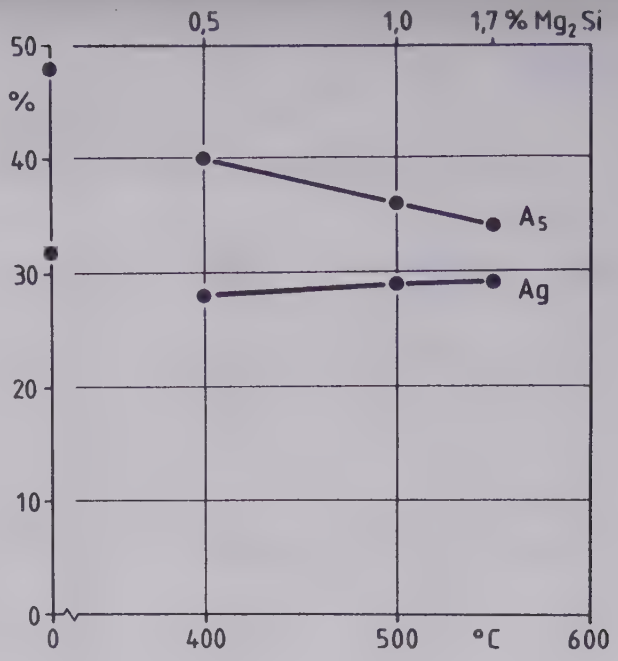
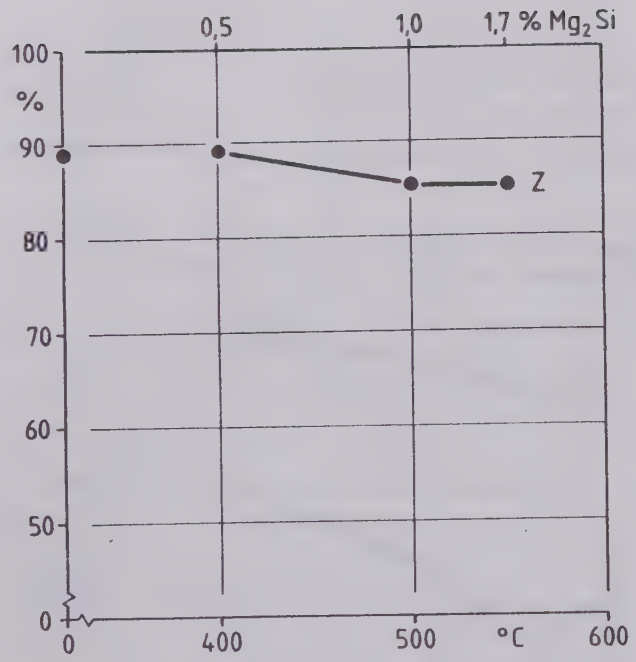


Bild 36 und 37: 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m, Bruchdehnung A_5 und Gleichmaßdehnung A_g in Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlMg1,1Si0,6 Zustand frisch abgeschreckt.



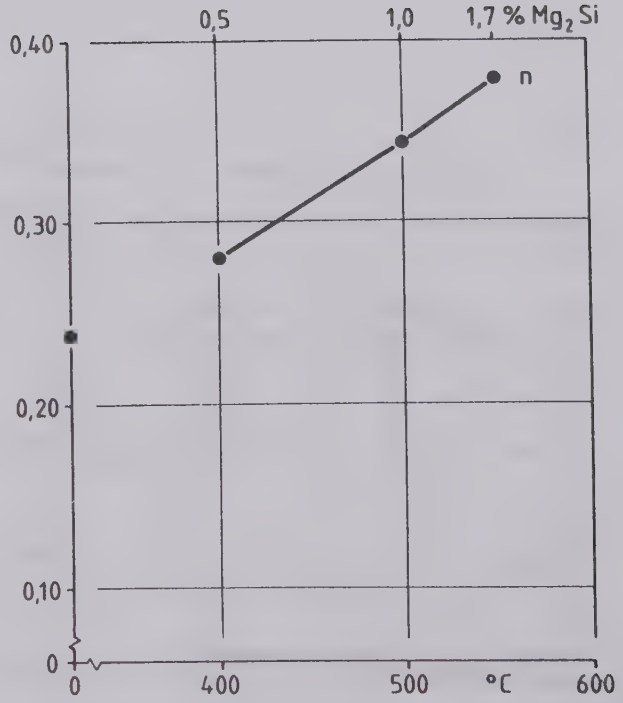


Bild 38 und 39: Brucheinschnürung Z und Verfestigungsexponent n in Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlMg1,1 Si0,6
Zustand frisch abgeschreckt.

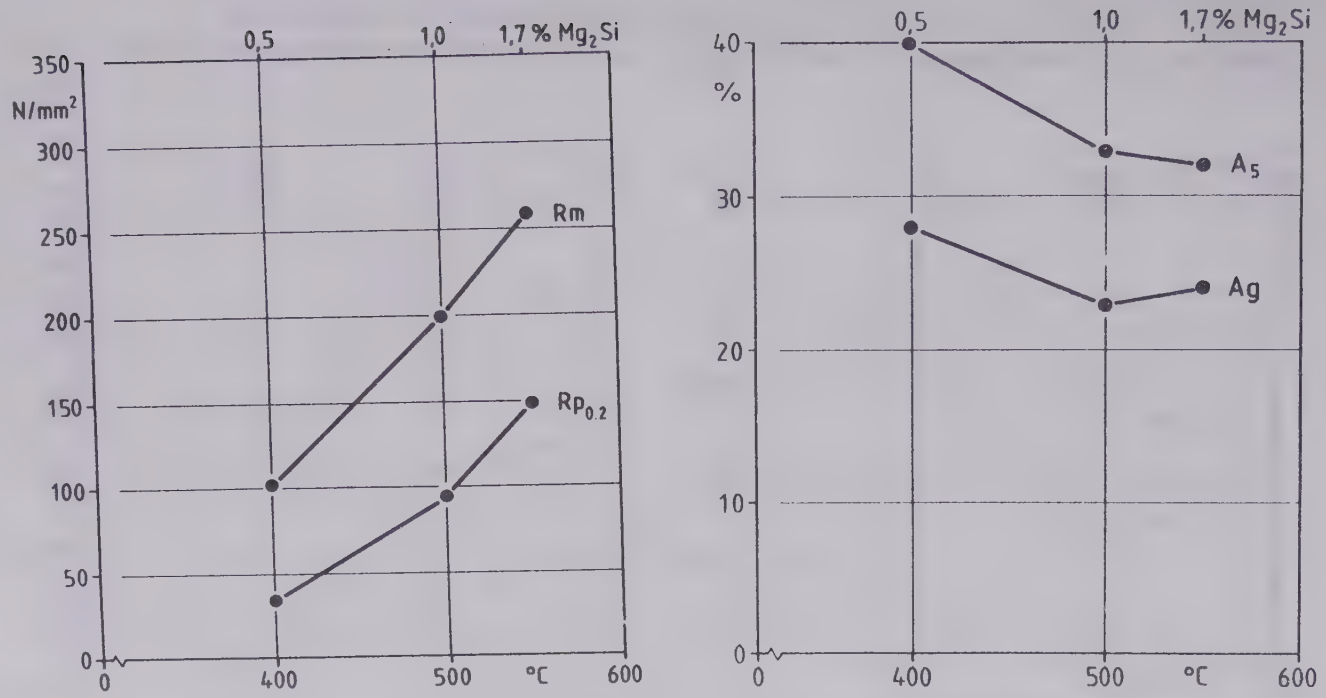


Bild 40: 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m, Bruchdehnung A_5 und Gleichmaßdehnung A_g in Abhängigkeit von der Lösungglühtemperatur, Legierung AlMg1,1Si0,6 Zustand kaltausgelagert.

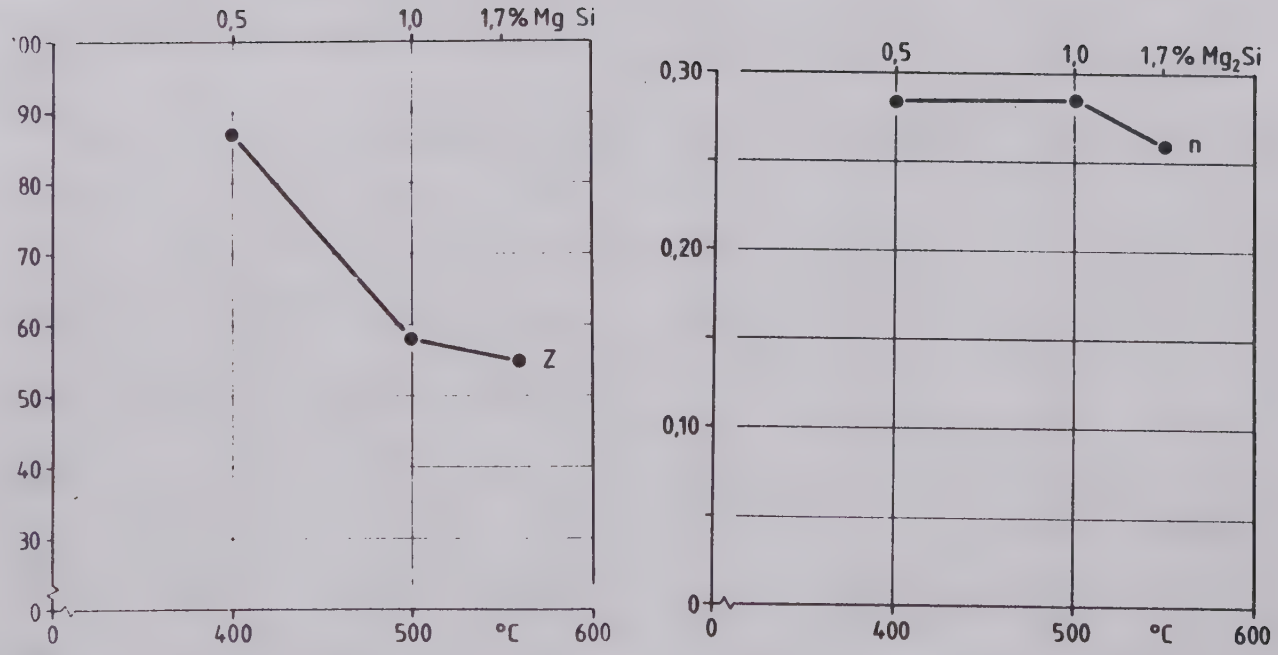


Bild 41: Brucheinschnürung Z und Verfestigungsexponent n in Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlMg1,1 Si0,6
Zustand kaltausgelagert.

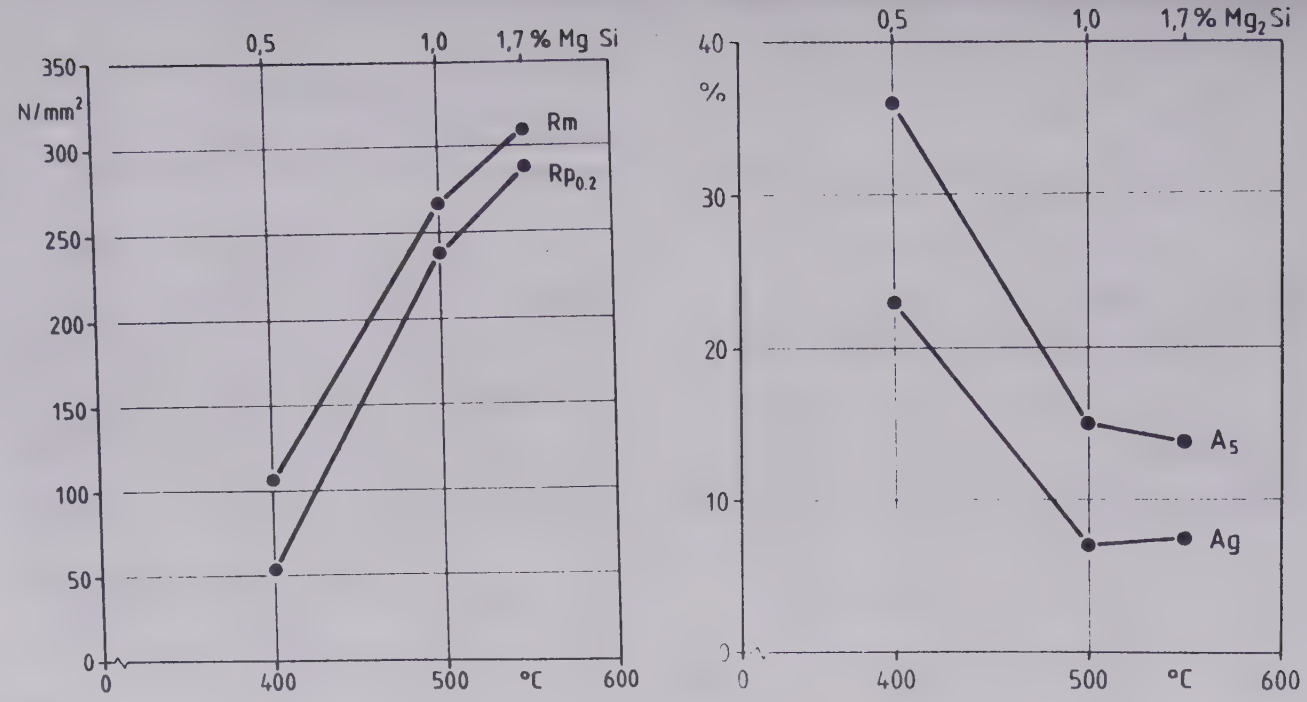


Bild 42: 0.2-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m, Bruchdehnung A_5 und Gleichmaßdehnung A_g in Abhängigkeit von der Lösungglüntemperatur, Legierung AlMg1,1Si0,6 Zustand warmausgelagert.

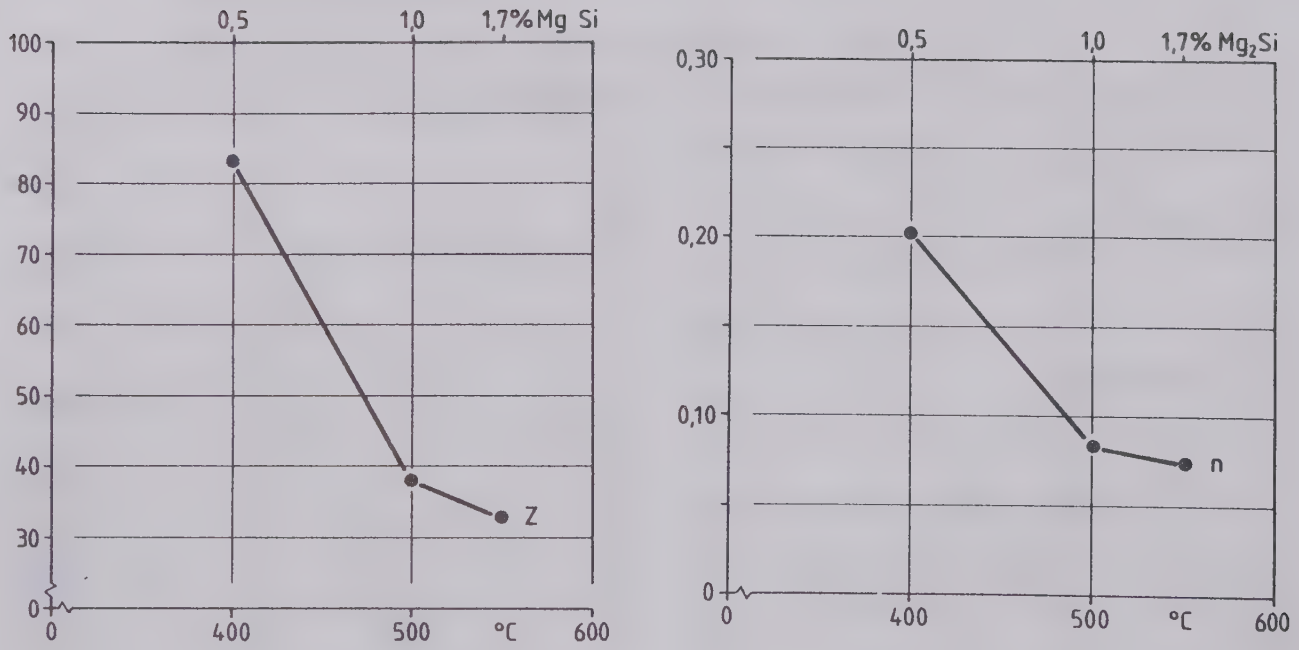
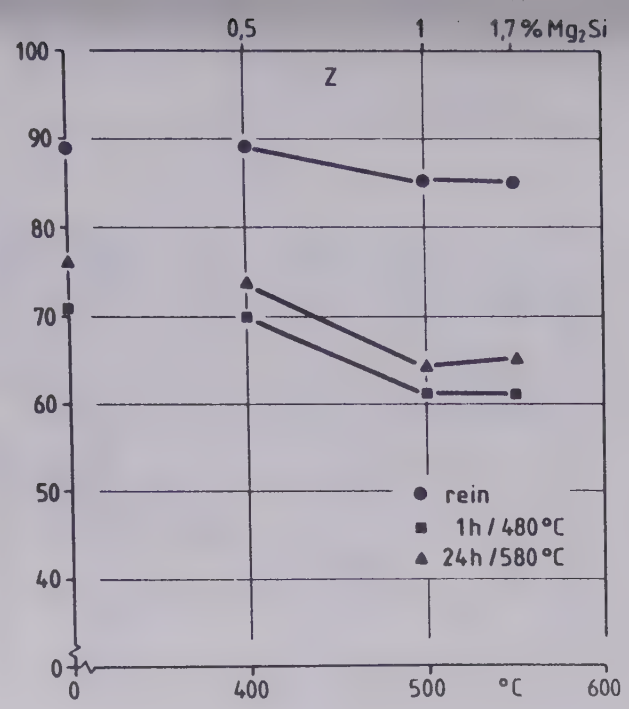


Bild 43: Brucheinschnürung Z und Verfestigungsexponent n in Abhängigkeit von der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlMg1.1Si0,6
Zustand warmausgelagert.



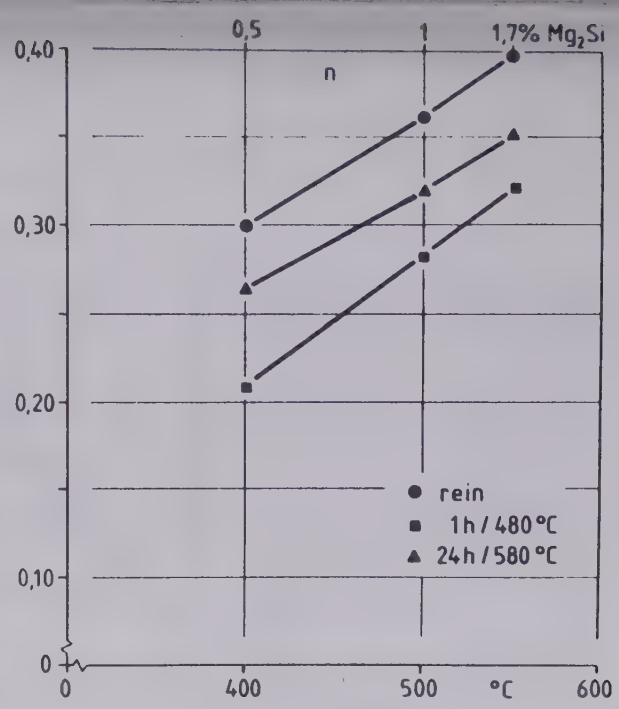
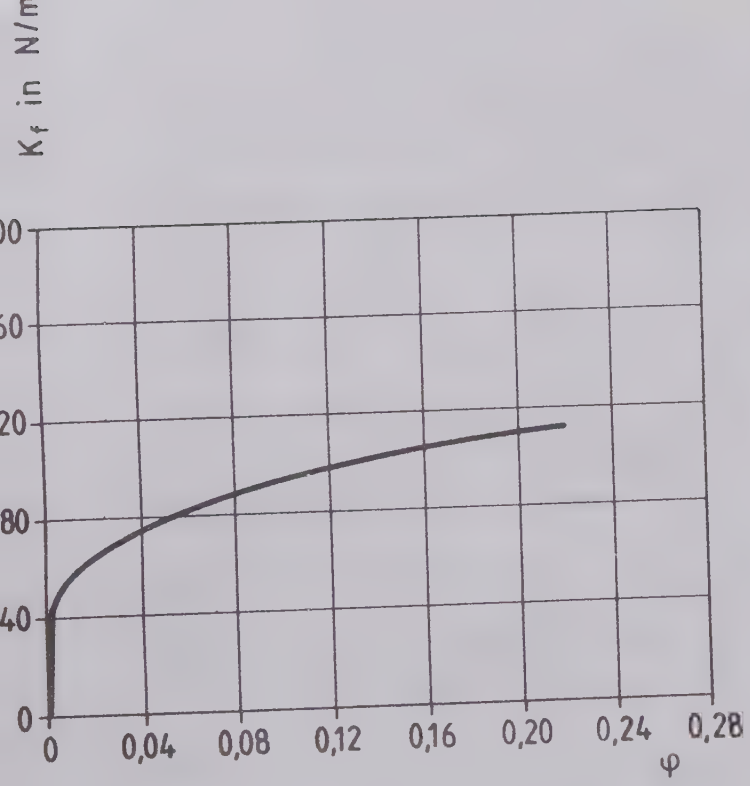


Bild 44 und 45: Brucheinschnürung Z und Verfestigungsexponent n in Abhängigkeit von der Barrenhomogenisierung und der Lösungsglühtemperatur, Legierung AlMg1,1Si0,6 und AlMg1,1Si0,6Fe0,5Mn0,5
Zustand frisch abgeschreckt.



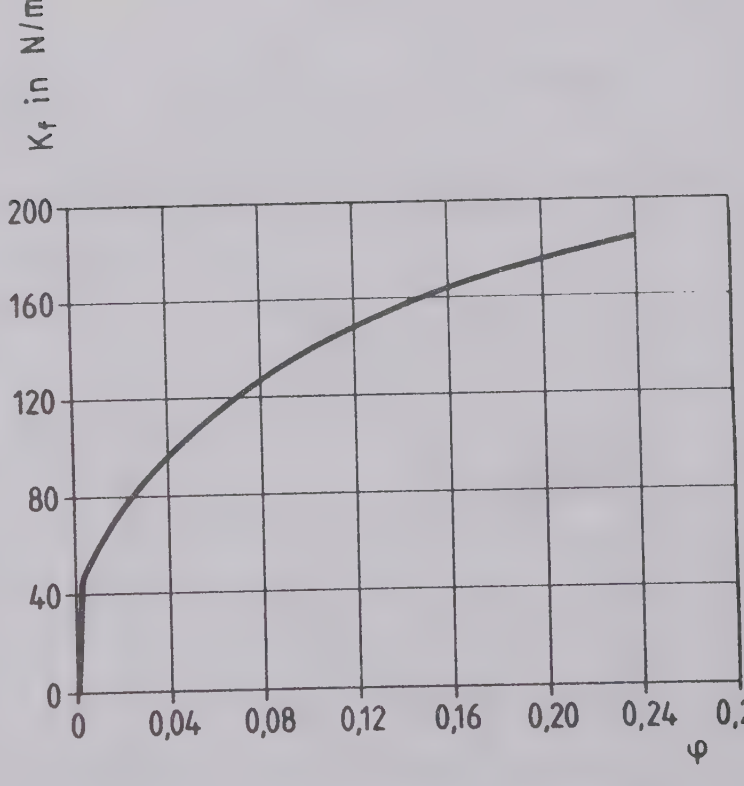
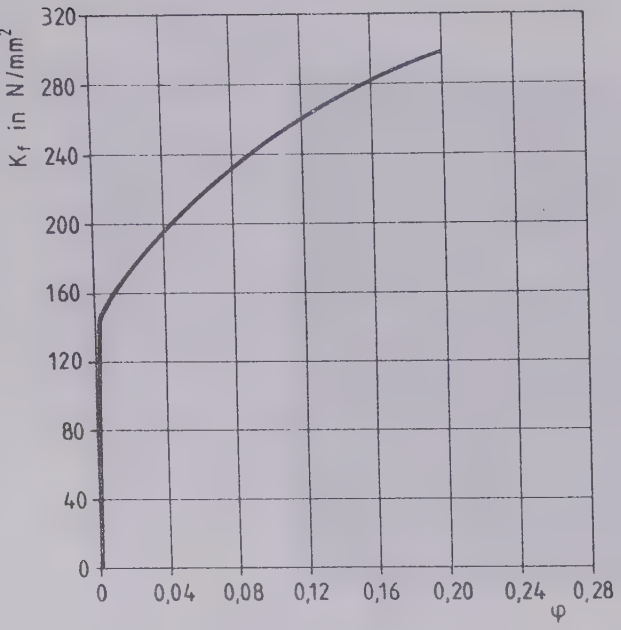


Bild 46: Spannungsdehnungsdiagramme
Legierung AlMg1,1Si0,6
Zustand weich (links) und frisch abgeschreckt (T_L = 550 °C).



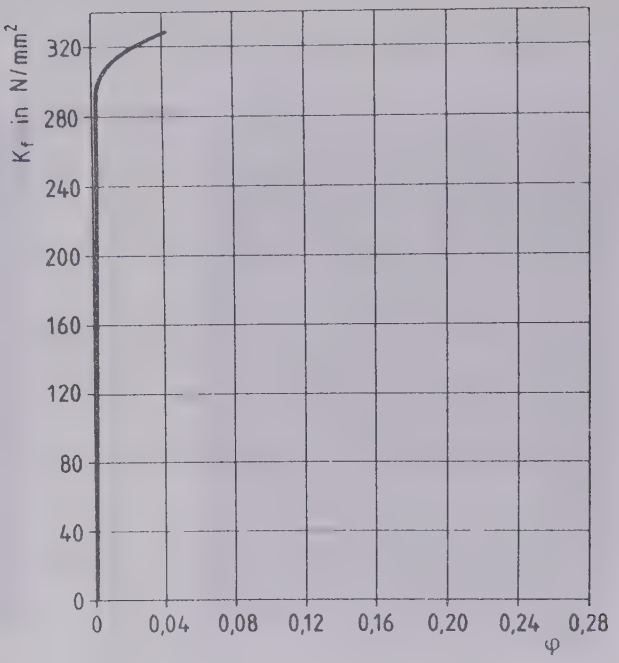


Bild 47: Spannungsdehnungsdiagramme
Legierung AlMg1,1Si0,6
Zustand kaltausgelagert (links) und warmausgelagert (T_L = 550 °C jeweils).

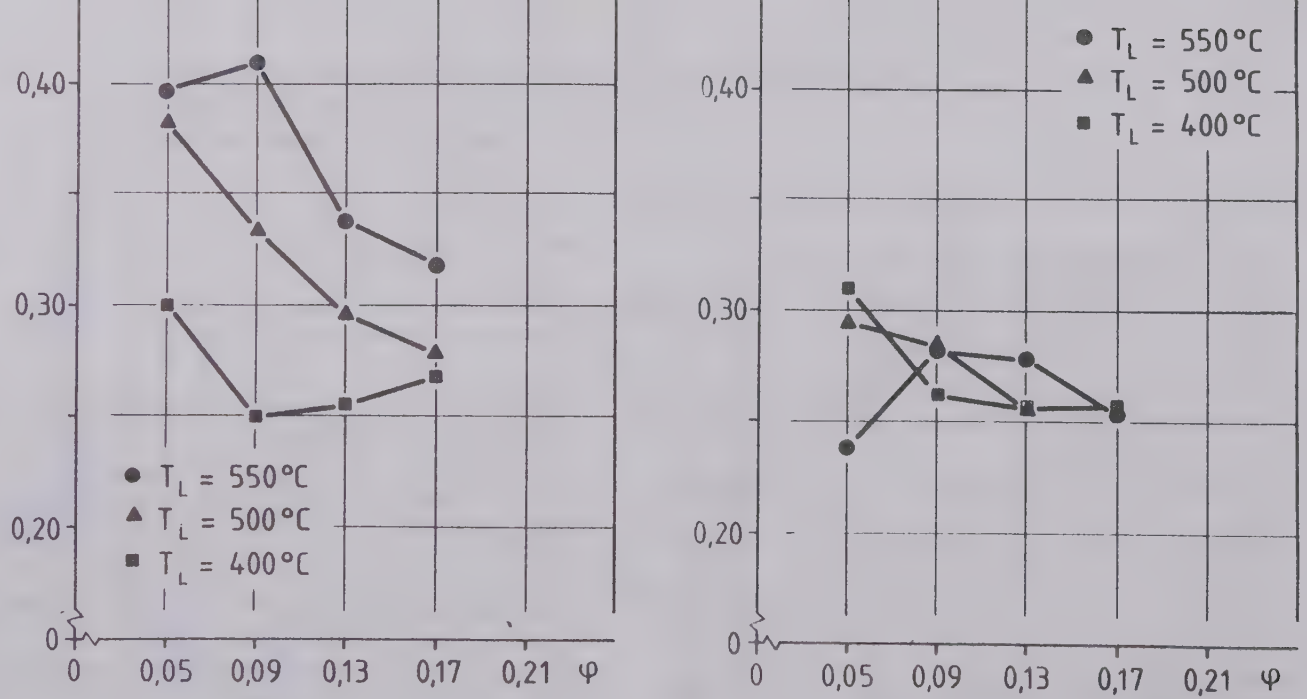
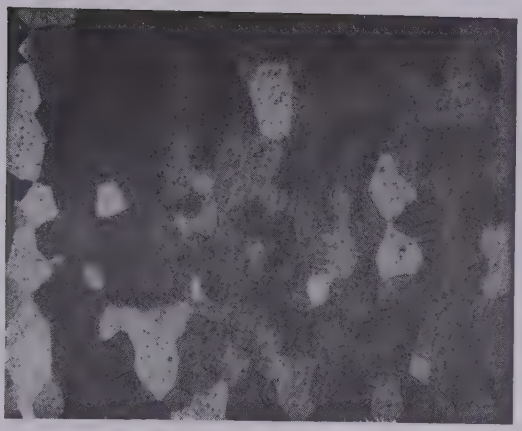


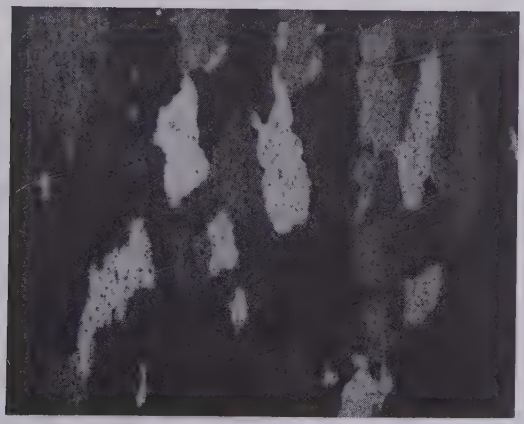
Bild 48: Verfestigungsexponent n in Abhängigkeit vom Umformgrad φ und der Lösungsglühtemperatur T_L

Legierung AlMg1,1Si0,6

Zustand frisch abgeschreckt (links) und kaltausgelagert.



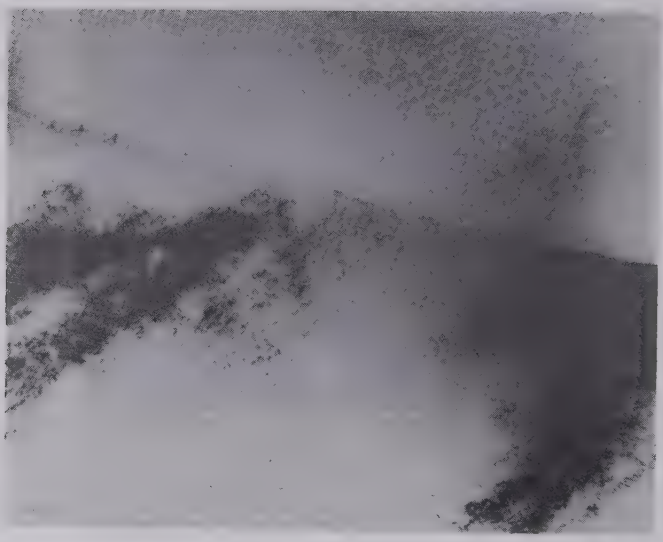
III M 3794



200 μm

III M 3797

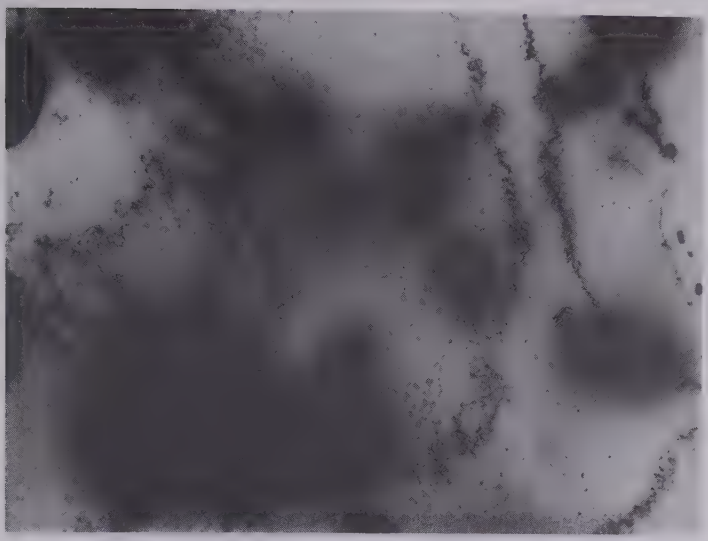
Bild 49
Korngröße Legierung AlMg 1,1 Si 0,6
Lösungsglühtemperatur T_L = 400 (oben) bzw. 550 ° C
abgeschreckt und kaltausgelagert.



1095

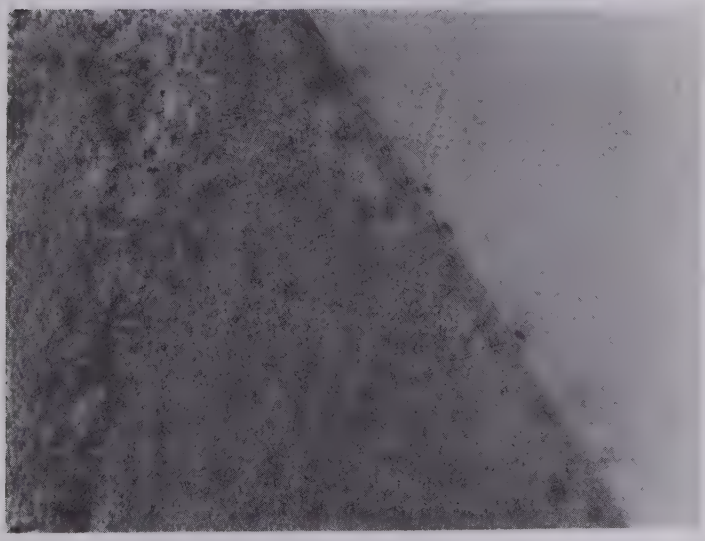
1 μm

Bild 50
AlMg 1,1 Si 0,6 (T_L = 550 ° C, kaltausgelagert)
Vereinzelte Primärausscheidungen



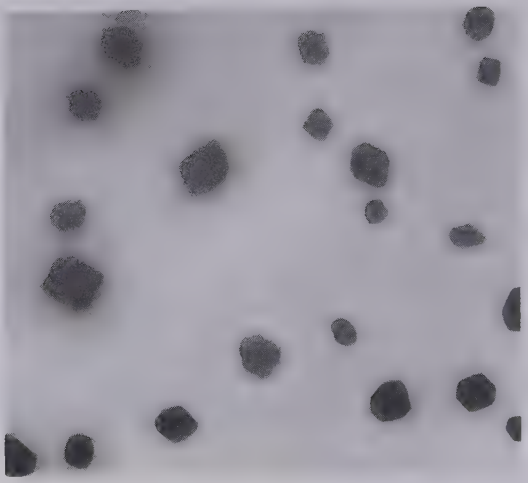
1156 | 3 µm |

Bild 51
AlMg 1,1 Si 0,6 (T_L = 400 ° C, kaltausgelagert)
Plattenförmige Mg_2Si-Ausscheidungen



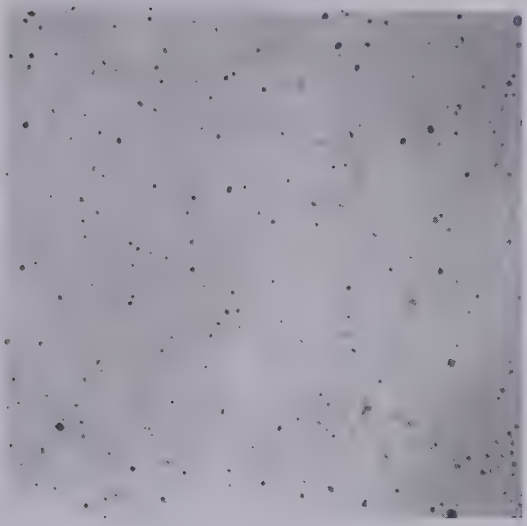
1106 | 0,5 µm |

Bild 52
AlMg 1,1 Si 0,6 (T_L = 550 ° C, warmausgelagert)
Aushärtende Feinstausscheidungen des Systems AlMgSi
Ausscheidungsfreier Saum an der Korngrenze



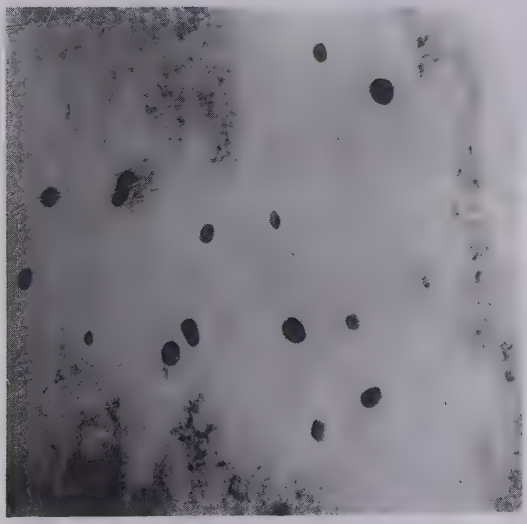
1310 0,5 μm

Bild 53
AlMg 1,1 Si 0,6 (weichgeglüht, 4 h / 370 ° C)
Plattenförmige, grobe Ausscheidungen



Barrenglühung
1 h / 480 ° C

1421



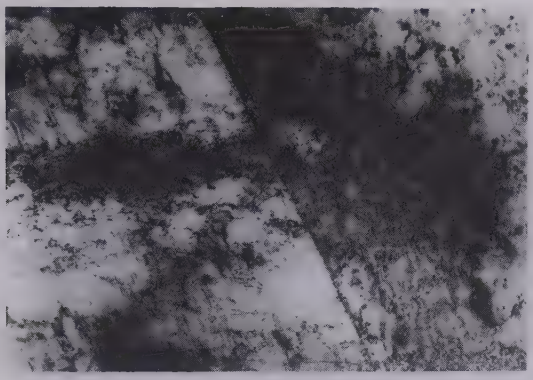
Barrenglühung
24 h / 580 ° C

1431 1 μm

Bild 54 und 55
AlMgSi 0,6 Mn 0,5 Fe 0,5 (T_L = 550 ° C, kaltausgelagert)
Verteilung der AlMnFeSi-haltigen Phasen bei unterschiedlicher Homogenisierung

4644 1 μm

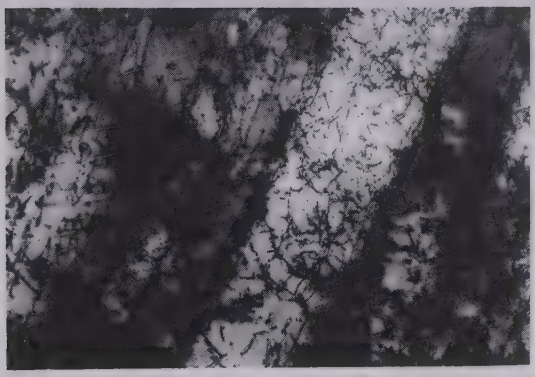
Bild 56
AlMg 1,1 Si 0,6 (T_L = 400° C, im frisch abgeschreckten Zustand 5 % gereckt) Versetzungsanordnung in Zellen



Verformung:

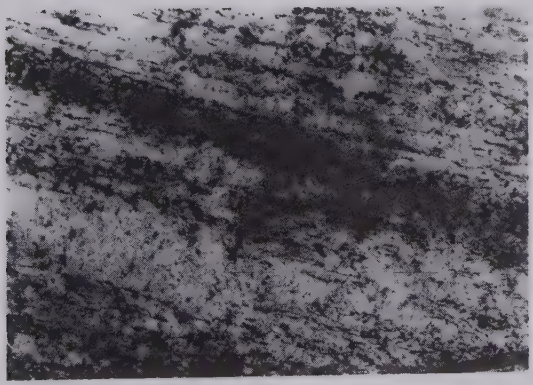
frisch abgeschreckt

4615



kaltausgelagert

963



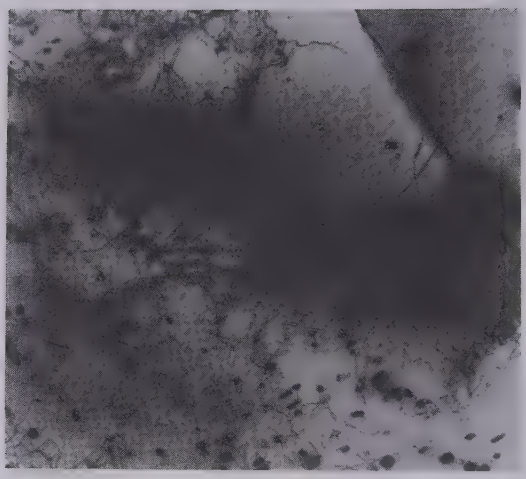
warmausgelagert

1104

1 μm

Bild 57

AlMg 1,1 Si 0,6 (T_L = 550 ° C)



1246 1 µm

Bild 58
AlMg 1,1 Si 0,6 (weich, 5 % verformt)

Mit Fließfiguren Typ B: AlMg1-5 weich
AlMg1,1 Si0,6 frisch abgeschreckt

Ohne Fließfiguren Typ B: AlMg1,1 Si0,6 kaltausgelagert
und warmausgelagert

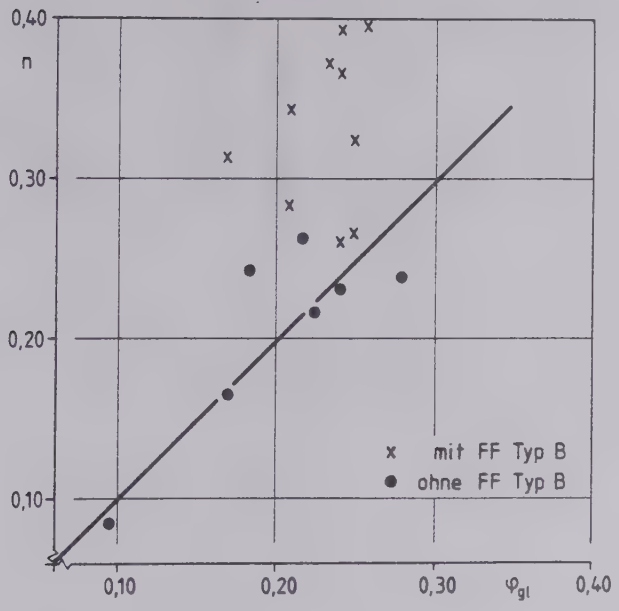


Bild 59: n-Wert und Gleichmaßdehnung φ_{gl}

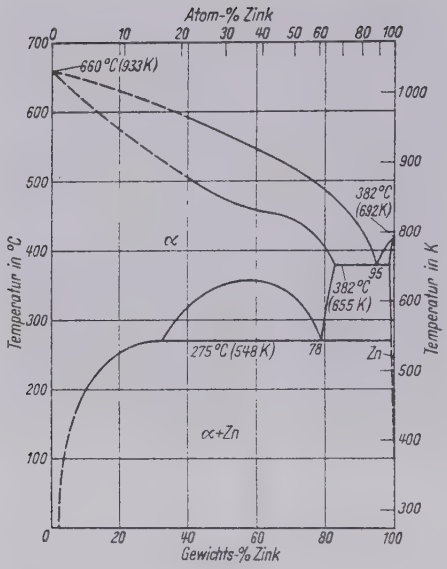


Bild 60: System AlZn, (39)

9. Anhang

Tabelle 1 Verwendete Symbole

Kurzzeichen	Einheit	Bezeichnung
$R_{p0,2}$	N/mm²	0.2-Dehngrenze
R_m	N/mm²	Zugfestigkeit
A_5		Bruchdehnung (kurzer Proportionalstab
A_{10}		Bruchdehnung (langer Proportionalstab
A_g		Gleichmaßdehnung
Z		Brucheinschnürung
S		Streckgrenzenverhältnis
r		Anisotropiekennwert
$\bar{r}$		senkrechte Anisotropie
Δr		ebene Anisotropie
n		Verfestigungsexponent
l, b	mm	Länge und Breite der Zugprobe
K_f	N/mm²	wahre Spannung oder Formänderungsfestigkeit
K	N/mm²	theoretische Formänderungsfestigkeit für $\varphi = 1$
φ		logarithmische Formänderung oder wahre Dehnung
φ_{gl}		logarithmische Gleichmaßformänderung oder wahre Gleichmaßdehnung

Kurzzeichen	Einheit	Bezeichnung
$\varepsilon_1, \varepsilon_2$		Hauptformänderung bei der Bestimmung des GFD
ε_3		Dickenformänderung bei der Bestimmung des GFD
φ_1, φ_2		log. Hauptformänderungen bei der Bestimmung des GFD
φ_3		log. Dickenformänderung bei der Bestimmung des GFD
ε_k		Kaltverfestigung oder Abwalzgrad
$\dot{\varepsilon}$	s^{-1}	Dehngeschwindigkeit Zuversuch

Tabelle 2: Analysen in Gewichtsprozent

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AlMg1	0,004	0,003	0,001		0,96		0,003	
AlMg2	0,004	0,004	0,001		2,02		0,002	
AlMg3	0,002	0,003	0,001		2,96		0,002	
AlMg4	0,002	0,002	0,002		3,90		0,001	
AlMg5	0,002	0,002	0,001	u.0,001	4,90	u.0,001	0,001	u.0,001
AlCu5	0,005	0,003	4,84		0,002		0,001	
AlZn30	0,005	0,003	0,001				31,00	
AlMg1,1Si0,6	0,60	0,002	0,001		1,07		0,002	
AlMg1,1Si0,6 Mn0,5Fe0,5	0,64	0,51	0,001	0,48	1,15		0,002	

AlMg1-5	24h/520 °C
AlCu5	24h/520 °C
AlZn30	24h/460 °C
AlMg1,1Si0,6	24h/580 °C
AlMg1,1Si0,6Fe0,5Mn0,5	24h/580 °C bzw. 1h/480 °C

(Anwärmung mit 50 °C/h)

Tabelle 3: Gußbarrenhomogenisierung

Zustand	Wärmebehandlung
H26 bzw. 3/4 hart	4 / 200°C
H24 bzw. 1/2 hart	4 / 220°C
H22 bzw. 1/4 hart	4 / 240°C
0 bzw. weich	4 / 360°C

Tabelle 4 a: Wärmebehandlung der kaltgewalzten Bleche Legierung AlMg3

Legierung	Zustand	Lösungs- bzw. Weichglühung	Abkühlung	Auslagerung
AlMg1		20'		
2	weich	20'	Luftgebläse	
3		20' 400°C	(ca. 100 °C/	
4		40'	min)	/
5		40'		
AlCu5	weich	4h/370 °C	30 °C/h auf 250 °C (dann an Luft)	/
	frisch abgeschreckt	7'/360, 420, 470, 500 und 550 °C	Wasser (20 °C)	maximal 15 min RT
AlZn30	weich	4h/400°C	30°C/h auf 150°C (dann an Luft)	
	frisch abgeschreckt	7'/200, 230, 260 und 280°C	Wasser (20°C)	maximal 15 min RT

Tabelle 4 b: Wärmebehandlung der kaltgewalzten Bleche

Legierung	Zustand	Lösungs- bzw. Weichglühung	Abkühlung	Auslagerung
AlMg1,1Si0,6 und AlMg1,1 Si0,6 Fe0,5Mn0,5	weich	4h/370 °C	30 °C/h auf 250 °C anschließend Luft	/
	frisch abgeschreckt	7'/400, 500 und 550 °C	Wasser (20 °C)	maximal 15 min RT
	kalt ausgelagert	7'/400, 500 und 550 °C	Wasser (20 °C)	1 Monat RT
	warm ausgelagert	7'/400, 500 und 550 °C	Wasser (20 °C)	sofort 16h/ 160°C

Tabelle 4 c: Wärmebehandlung der kaltgewalzten Bleche

Danksagung

Die vorliegende Arbeit geht auf Untersuchungen zurück, die im Leichtmetall-Forschungsinstitut der Vereinigte Aluminiumwerke, Bonn, durchgeführt wurden.

Für die Möglichkeit, die Untersuchungen durchzuführen und die Ergebnisse zu veröffentlichen, danke ich den Vereinigten Aluminium Werken, Bonn.

Besonderer Dank gilt, neben allen Kolleginnen und Kollegen des Instituts, die an dieser Arbeit mitgewirkt haben, ganz besonders Herrn Professor Dr. W. Gruhl, Herrn Professor Dr. E. Hornbogen und Herrn Dr. G. Scharf für die Anregung bzw. für die vielen Diskussionen während der Arbeit.

Lebenslauf

Name:	Heinz-Peter Falkenstein
geboren am:	28. Oktober 1949
Geburtsort:	Duisburg
Eltern:	Peter Falkenstein, Gertrud Falkenstein, geb. Blum
Schulausbildung:	1956 - 1960 Volksschule Duisburg-Ruhrort 1960-1968 Max-Planck Gymnasium Duisburg-Meiderich
Studium:	1968-1974 Fachrichtung Maschinenbau an der Ruhr-Universität Bochum (Diplomprüfung September 1974)
Familienstand:	Verheiratet seit dem 30.06.72 mit Claudia Luise Gisela, geb. Leles Ein Kind, Sebastian, geb. am 13.07.81.

Seit dem 1. November 1974 als wissenschaftlicher Mitarbeiter beschäftigt im Leichtmetall-Forschungsinstitut der Vereinigte Aluminium-Werke, Bonn.